

Technische Universität Clausthal
Fakultät für Mathematik/Informatik und Maschinenbau

Experimentelle Untersuchungen zum standardisierten Flammrichten hochfes- ter Baustähle mittels Wärmestrichfigur

Dissertation zur Erlangung des Doktorgrades
der Ingenieurwissenschaften

vorgelegt von

Dipl.-Ing. Jörg Vogelsang
aus Hamm/Westfalen

genehmigt von der Fakultät für Mathematik/Informatik und Maschinenbau
der Technischen Universität Clausthal

Tag der mündlichen Prüfung
24. Juli 2020

Dekan
Prof. Dr.-Ing. Volker Wesling
Vorsitzender der Prüfungskommission
Prof. Dr.-Ing. Armin Lohrengel

Betreuer
Prof. Dr.-Ing. Volker Wesling

Gutachter
Prof. Dr.-Ing. habil. Lothar Wagner

Gutachter
Prof. Dr.-Ing. Karl-Heinz Spitzer

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand in den Jahren 2017 bis 2020 an der Schweißtechnischen Lehr- und Versuchsanstalt in Duisburg, einer Niederlassung der Gesellschaft für Schweißtechnik International mbH in Zusammenarbeit mit dem Institut für Schweißtechnik und Trennende Fertigungsverfahren (ISAF) der TU Clausthal.

Herrn Prof. Dr.-Ing. Volker Wesling, Institutsleiter des Instituts für Schweißtechnik und Trennende Fertigungsverfahren und Dekan der Fakultät Mathematik/Informatik und Maschinenbau der TU Clausthal gilt mein herzlicher Dank für seine Unterstützung und seine Bereitschaft, diese Arbeit zu betreuen und zu begutachten.

Außerdem danke ich Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Lothar Wagner vom Institut für Werkstoffkunde und Werkstofftechnik der TU Clausthal sowie Herrn Prof. Dr.-Ing. Karl-Heinz Spitzer vom Institut für Metallurgie für die Begutachtung dieser Arbeit.

Mein Dank gilt der Firma Plauen Stahltechnologie GmbH, bei der ich die Flammrichtversuche durchführen durfte und Herrn Dipl.-Ing. Jörg Neudel von der Firma Plauen Stahltechnologie GmbH, der mich mit seinem Fachwissen im Bereich Flammrichten im Rahmen dieser Arbeit unterstützt hat.

Weiterhin möchte ich Frau Prof. Dr.-Ing. Heidi Cramer von der GSI mbH für die Themenfindung und Unterstützung bei den Versuchen danken, sowie den Kollegen Mirko Dudziak von der SLV München sowie Florian Wiacker, Jörg Lechtenböhrer, Astrid Wessels und Andreas Dürdoth von der SLV Duisburg, die mich bei der Versuchsdurchführung und Metallographie unterstützt haben.

Mein besonderer Dank gilt Frau Dr.-Ing. Teodora Maghet von der GSI mbH, die mich in den Jahren der Versuchsdurchführung und während der Anfertigung dieser Arbeit jederzeit wissenschaftlich und persönlich unterstützt hat. Ohne dieses hohe Maß an Engagement würde die Arbeit in dieser Form nicht vorliegen.

Dank gilt auch meiner Tochter Kathrin, die als angehende Pharmazeutin diese Arbeit widerstandslos gegenlesen und korrigiert hat.

für meine Familie

Eidesstattliche Versicherung gemäß § 7 Abs. 1 i)

Ich erkläre, dass ich

- i. die Regeln der geltenden Promotionsordnung kenne und eingehalten habe und mit einem Promotionsverfahren nach den Bestimmungen der Promotionsordnung vom 15.11.2016 einverstanden bin,
- ii. Dritten weder unmittelbar noch mittelbar geldwerte Leistungen für Vermittlungstätigkeiten oder für die inhaltliche Ausarbeitung der Dissertation erbracht habe (d. h. die wissenschaftliche Arbeit darf weder in Teilen noch in Gänze von Dritten gegen Entgelt oder sonstige Gegenleistung erworben oder vermittelt worden sein),
- iii. die Dissertation noch nicht als Prüfungsarbeit für eine staatliche oder andere akademische Prüfung eingereicht habe,
- iv. weder die gleiche noch eine in wesentlichen Teilen ähnliche Arbeit bei einer anderen Hochschule als Dissertation eingereicht habe
- v. damit einverstanden bin, dass die Dissertation auch zum Zwecke der Überprüfung der Einhaltung allgemein geltender wissenschaftlicher Standards genutzt wird, insbesondere auch unter Verwendung elektronischer Datenverarbeitungsprogramme,
- vi. die "Regeln zur Sicherung guter wissenschaftlicher Praxis und Verfahren bei Verdacht auf wissenschaftliches Fehlverhalten für die Technische Universität Clausthal" nebst Anlagen 1 und 2 erhalten und inhaltlich zur Kenntnis genommen habe.

Ich versichere an Eides Statt, dass ich die Dissertation selbstständig und ohne unzulässige fremde Hilfe erbracht habe. Ich habe keine anderen als die angegebenen Quellen und Hilfsmittel benutzt. Die wörtliche oder sinngemäße Übernahme von Abschnitten aus Texten Dritter habe ich kenntlich gemacht.

Mir ist bekannt, dass gemäß § 156 StGB bzw. § 161 Abs. 1 StGB eine vorsätzliche falsche Versicherung an Eides Statt bzw. eine fahrlässige Versicherung an Eides statt mit Freiheitsstrafe bis zu drei Jahren oder mit Geldstrafe bzw. mit Freiheitsstrafe bis zu einem Jahr oder mit Geldstrafe bestraft werden kann.



Abkürzungsverzeichnis

WEZ	Wärmeeinflusszone
ZTU	Zeit-Temperatur-Umwandlung
CEV-Wert	Kohlenstoffäquivalent
B	Breite der Richtfigur
G	Korngröße
1xT	Richtspurbreite = 1*Blechdicke [mm]
2xT	Richtspurbreite = 2*Blechdicke [mm]
3xT	Richtspurbreite = 3* Blechdicke [mm]
4xT	Richtspurbreite = 4* Blechdicke [mm]
t	Zeit
$t_{8/5}$	Abkühlzeit zwischen 850°C und 500°C [sec]
$t_{7/5}$	Abkühlzeit zwischen 700°C und 500°C [sec]
sec	Sekunden
T	Temperatur [°C]
°C	Grad Celsius
α	Wärmeausdehnung
SEW	Stahl-Eisen-Werkstoffblatt
Δl	Längenänderung
l_0	ursprüngliche Länge
Δt	Temperaturänderung
KBV	Kerbschlagbiegeversuch

Tabellenverzeichnis

Tabelle 1: Probenbezeichnung der Vorversuchsproben	70
Tabelle 2: Maximale Auslenkung in Z-Richtung der Vorproben	77
Tabelle 3: Maximalen Tiefenwerte der WEZ	79
Tabelle 4: Abkühlzeiten und Härtewerte der Vorversuchsproben innerhalb und außerhalb der WEZ	83
Tabelle 5: Ausgewählte Spurbreite der Flammrichtfigur in Bezug auf die Probendicken für die Durchführung der Hauptversuche	84
Tabelle 6: Übersicht der angewandten Grundwerkstoffe und Probenbezeichnungen	85
Tabelle 7: Chemische Zusammensetzung der Versuchswerkstoffe, Schmelzanalyse nach den Werkprüfzeugnissen	86
Tabelle 8: Kohlenstoffäquivalent und Wärmebehandlungszustand der Grundwerkstoffe	86
Tabelle 9: Mechanische Eigenschaften der unbehandelten Proben	93
Tabelle 10: Aufheizzeiten und –geschwindigkeiten	108
Tabelle 11: Abkühlzeiten $t_{7/5}$ der flammgerichteten Proben	110
Tabelle 12: Maximaltemperaturen gemessen während des Flammrichtprozesses	112
Tabelle 13: Tiefe der Wärmeeinflusszonen	172
Tabelle 14: Handlungsempfehlung zur Charakterisierung von Flammrichtprozessen bestimmter hochfester Baustähle	176

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1: Grundlegende Schweißverzugsarten [3]	23
Abbildung 2: Richten durch Strecken [4]	23
Abbildung 3: Richten durch Recken [4]	24
Abbildung 4: Richten mit Biegemoment [4]	24
Abbildung 5: Prinzip des Flammrichtens durch Behinderung der Wärmedehnung [6]	25
Abbildung 6: Erwärmung eines frei beweglichen Metallstabs [8]	27
Abbildung 7: Einfluss der Temperatur auf Zugfestigkeit, Streckgrenze, Bruchdehnung und Einschnürung [10]	28
Abbildung 8: Beispiel für Winkelverzug [10]	28
Abbildung 9: Prinzip des Flammrichtens [5]	29
Abbildung 10: Behinderung der Wärmedehnung durch Festhalten mit einer Spannschraube [5]	30
Abbildung 11: Behinderung der Wärmedehnung durch Auflegen eines Gewichts [5]	30
Abbildung 12: Behinderung der Wärmedehnung durch das Eigengewicht [5]	30
Abbildung 13: Behinderung der Wärmedehnung durch eine gegenläufige Druckschraube [5]	31
Abbildung 14: Beispiel für das Erwärmen mit dem Gasbrenner [11]	31
Abbildung 15: Beispiel für das Erwärmen durch Induktion [11]	31
Abbildung 16: Wärmepunkt [4]	33
Abbildung 17: Behebung einer Beule in einem Blech mittels eines Wärmepunktes [4]	33
Abbildung 18: Wärmepunktfeld [4]	33
Abbildung 19: Wärmepunktfeld mit einer Lochplatte [4]	34
Abbildung 20: Wärmeoval [4]	34
Abbildung 21: Anwendung eines Wärmeovals [4]	34
Abbildung 22: Wärmestrich [4]	35
Abbildung 23: Querschrumpfung beheben mittels eines Wärmestrichs [4]	35
Abbildung 24: Wärmepunktstraße [4]	35
Abbildung 25: Querschrumpfung mittels einer Wärmepunktstraße [4]	35
Abbildung 26: Auftrag einer Dreistrich-Wärmestraße [4]	36
Abbildung 27: Wärmekeil [4]	36
Abbildung 28: Kombinierte Anwendung von Wärmefiguren [4]	36
Abbildung 29: Vergleich verschiedener Brenngase [4]	38
Abbildung 30: Flammrichten an einem Stahlträger [14]	38
Abbildung 31: Schematische Messschaltung mit einem Thermoelement [17]	39
Abbildung 32: Seebeck-Effekt [15]	39
Abbildung 33: Wärmebild einer eingeschalteten Sitzheizung [19]	41
Abbildung 34: Empfehlung der Flammrichttemperaturen aus dem Optistaight Projekt [1]	45
Abbildung 35: Übersicht verschiedener Baustähle [24]	46
Abbildung 36: Bruchdehnung in Abhängigkeit des Perlitanteils [24]	47
Abbildung 37: Einfluss der Streckgrenze auf die Blechdicke [26]	48

Abbildung 38: Entwicklung der Festigkeit von Feinkornbaustählen [26]	49
Abbildung 39: Verfestigungsmechanismen der Feinkornbaustähle [26]	50
Abbildung 40: Beispiel für eine Mischkristallverfestigung mit zwei Sorten von Fremdatomen [28]	50
Abbildung 41: Beispiel einer Teilchenverfestigung [28]	50
Abbildung 42: Gefüge von normalisiertem Feinkornbaustahl [26]	52
Abbildung 43: Temperatur-Zeit-Verlauf beim Normalisieren [29]	52
Abbildung 44: Normalisierendes Walzen [26]	53
Abbildung 45: Gefüge eines thermomechanisch gewalzten Feinkornbaustahls [26]	54
Abbildung 46: Einfluss der Endwalztemperatur auf die Festigkeit [34]	55
Abbildung 47: Gefüge eines wasservergüteten Feinkornbaustahls [26]	56
Abbildung 48: Herstellungswege von wasservergüteten Baustählen [36]	57
Abbildung 49: Borverteilung an der Austenitkorngrenze (schematisch) [37]	58
Abbildung 50: Beispiel eines Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Diagramms [29]	59
Abbildung 51: Zähigkeit und Höchsthärte am Beispiel eines S460N [41]	60
Abbildung 52: Ergebnisse der Zugversuche und Kerbschlagbiegeversuche nach [42]	61
Abbildung 53: Flammstriche am BStE 355 (20 mm Dicke), Härteverlauf senkrecht zur Oberfläche [28]	63
Abbildung 54: Flammstriche am St 52-3 (20 mm Dicke), Härteverlauf senkrecht zur Oberfläche [28]	63
Abbildung 55: Flammstriche am BStE 500 TM (20 mm Dicke), Härteverlauf senkrecht zur Oberfläche [28]	64
Abbildung 56: Verwendeter Einlochbrenner	68
Abbildung 57: Versuchstand für die Vorversuche mit eingespanntem Probeblech und aufgebrachtem Thermoelement	69
Abbildung 58: Versuchsaufbau Flammrichtarbeitsplatz mit Photogrammetriemessung	69
Abbildung 59: Thermographiebild, Probe 1.6; 0 sec	70
Abbildung 60: Thermographiebild, Probe 1.6; 100 sec	70
Abbildung 61: Thermographiebild, Probe 1.6; 200 sec	71
Abbildung 62: Thermographiebild, Probe 1.6; 300 sec	71
Abbildung 63: Thermographiebild, Probe 1.6; 400 sec	71
Abbildung 64: Thermographiebild, Probe 1.6; 500 sec	71
Abbildung 65: Thermographiebild, Probe 1.6; 600 sec	71
Abbildung 66: Temperaturverlauf Probe 1.3	72
Abbildung 67: Temperaturverlauf Probe 1.4	72
Abbildung 68: Temperaturverlauf Probe 1.5	72
Abbildung 69: Temperaturverlauf Probe 1.6	73
Abbildung 70: IR Aufnahme im Brennerumfeld Probe 1.6	73
Abbildung 71: Markerspuren bei der Temperaturmessung Probe 1.5	73
Abbildung 72: Messpunktanordnung der Photogrammetriemessungen	74
Abbildung 73: Verformungskurve Probe 1.3, Messpunkt 2000	74
Abbildung 74: Verformungskurve Probe 1.3, Messpunkt 2001	75
Abbildung 75: Verformungskurve Probe 1.3, Messpunkt 2002	75

Abbildung 76: Verformungskurve Probe 1.3, Messpunkt 2003	75
Abbildung 77: Verformungskurve Probe 1.3, Messpunkt 2004	76
Abbildung 78: Verformungskurve Probe 1.3, Messpunkt 2005	76
Abbildung 79: Verformungskurve Probe 1.3, Messpunkt 2006	76
Abbildung 80: Verformungskurve Probe 1.3, Messpunkt 2007	77
Abbildung 81: Verformungskurve Probe 1.3, Messpunkt 2008	77
Abbildung 82: Härteverlauf der Probe 1.3 (B=1xT), Bereich 2, 0,3 mm unter der Oberfläche	79
Abbildung 83: Härteverlauf der Probe 1.3 (B=1xT), Bereich 1, mittig in der WEZ	79
Abbildung 84: Härteverlauf der Probe 1.4 (B=2xT), Bereich 2, 0,3 mm unter der Oberfläche	80
Abbildung 85: Härteverlauf der Probe 1.4 (B=2xT), Bereich 1, mittig in der WEZ	80
Abbildung 86: Härteverlauf der Probe 1.5 (B=3xT), Bereich 2, 0,3 mm unter der Oberfläche	80
Abbildung 87: Härteverlauf der Probe 1.5 (B=3xT), Bereich 1, mittig in der WEZ	81
Abbildung 88: Härteverlauf der Probe 1.6 (B=4xT) Bereich 2, 0,3 mm unter der Oberfläche	81
Abbildung 89: Härteverlauf der Probe 1.6 (B=4xT), Bereich 1, mittig in der WEZ	81
Abbildung 90: Untersuchungsmethodik	87
Abbildung 91: Messpunktanordnung	88
Abbildung 92: Versuchsstand	89
Abbildung 93: Probenaufnahme	90
Abbildung 94: Probenaufnahme mit eingespannter Probe, Brennseite	90
Abbildung 95: Probenaufnahme mit eingespannter Probe, Rückseite	90
Abbildung 96: Härteverlauf S355+N, 12 mm, Dickenrichtung	102
Abbildung 97: Härteverlauf S355+N, 30 mm, Dickenrichtung	103
Abbildung 98: Härteverlauf S460NL, 12 mm, Dickenrichtung	103
Abbildung 99: Härteverlauf S460NL, 30 mm, Dickenrichtung	103
Abbildung 100: Härteverlauf S700MC, 12 mm, Dickenrichtung	104
Abbildung 101: Härteverlauf S700MC, 30 mm, Dickenrichtung	104
Abbildung 102: Härteverlauf S960QL, 12 mm, Dickenrichtung	105
Abbildung 103: Härteverlauf S960QL, 30 mm, Dickenrichtung	105
Abbildung 104: Härteverlauf S1100QL, 12 mm, Dickenrichtung	105
Abbildung 105: Temperaturmessung S355 J2+N, 12 mm, Richtspurbreite= 1xT	106
Abbildung 106: Temperaturmessung S355 J2+N, 12 mm, Richtspurbreite= 2xT	106
Abbildung 107: Temperaturmessung S355 J2+N, 12 mm, Richtspurbreite= 3xT	106
Abbildung 108: Temperaturmessung S355 J2+N, 30 mm, Richtspurbreite= 1xT	107
Abbildung 109: Temperaturmessung S355 J2+N, 30 mm, Richtspurbreite= 2xT	107
Abbildung 110: Temperaturmessung S355 J2+N, 30 mm, Richtspurbreite= 3xT	107
Abbildung 111: Verformungsmessung S355 J2+N - Probenmitte außen, 12 mm, 1xT	113
Abbildung 112: Verformungsmessung S355 J2+N - Probenmitte außen, 12 mm, 2xT	113
Abbildung 113: Verformungsmessung S355 J2+N - Probenmitte außen, 12 mm, 3xT	114
Abbildung 114: Verformungsmessung S355 J2+N - Probenmitte außen, 30 mm, 1xT	114
Abbildung 115: Verformungsmessung S355 J2+N - Probenmitte außen, 30 mm, 2xT	115

Abbildung 116: Verformungsmessung S355 J2+N - Probenmitte außen, 30 mm, 3xT	115
Abbildung 117: Maximale Verformung der Proben in Z-Richtung in der Probenmitte außen	116
Abbildung 118: Arbeitsplan für die Probenentnahme der mechanisch technologischen Prüfungen und metallographischen Schliffe	117
Abbildung 119: Ergebnisse der Zug- und Kerbschlagbiegeversuche der flammgerichteten Proben S355J2+N	118
Abbildung 120: Ergebnisse der Zug- und Kerbschlagbiegeversuche der flammgerichteten Proben S460NL	119
Abbildung 121: Ergebnisse der Zug- und Kerbschlagbiegeversuche der flammgerichteten Proben S700MC	119
Abbildung 122: Ergebnisse der Zug- und Kerbschlagbiegeversuche der flammgerichteten Proben S960QL	120
Abbildung 123: Ergebnisse der Zug- und Kerbschlagbiegeversuche der flammgerichteten Proben S1100QL	121
Abbildung 124: Korngrößen des Werkstoffes S355 J2+N in 12 mm Dicke	126
Abbildung 125: Korngrößen des Werkstoffes S355 J2+N in 30 mm Dicke	130
Abbildung 126: Härteverlauf S355 J2+N, verschiedene Spurbreiten, 12 mm, Probenmitte	131
Abbildung 127: Härteverlauf S355 J2+N, verschiedene Spurbreiten, 30 mm, Probenmitte	132
Abbildung 128: Korngrößen des Werkstoffes S460NL in 12 mm Dicke	136
Abbildung 129: Korngrößen des Werkstoffes S460NL in 30 mm Dicke	140
Abbildung 130: Härteverlauf S460NL, verschiedene Spurbreiten, 12 mm, Probenmitte	141
Abbildung 131: Härteverlauf S460NL, verschiedene Spurbreiten, 30 mm, Probenmitte	141
Abbildung 132: Korngrößen des Werkstoffes S700MC in 12 mm Dicke	146
Abbildung 133: Korngrößen des Werkstoffes S700MC in 30 mm Dicke	150
Abbildung 134: Härteverlauf S700MC, 12 mm Dicke, Probenmitte	151
Abbildung 135: Härteverlauf S700MC, 30 mm Dicke, Probenmitte	151
Abbildung 136: Korngrößen des Werkstoffes S960QL in 12 mm Dicke	156
Abbildung 137: Korngrößen des Werkstoffes S960QL in 30 mm Dicke	161
Abbildung 138: Härteverlauf S960QL, 12 mm Dicke, Probenmitte	161
Abbildung 139: Härteverlauf S960QL, 30 mm Dicke, Probenmitte	162
Abbildung 140: Korngrößen des Werkstoffes S1100QL in 12 mm Dicke	167
Abbildung 141: Härteverlauf S1100QL bei den Flammrichtbreiten 1xT, 2xT, 3xT, Probenmitte	167
Abbildung 142: Härteverlauf Richtung Probenmitte, Anfang, Mitte und Ende der Probe, S960QL, 1xT	168
Abbildung 143: Härteverlauf Richtung Probenmitte, Anfang, Mitte und Ende der Probe, S960QL, 2xT	169
Abbildung 144: Härteverlauf Richtung Probenmitte, Anfang, Mitte und Ende der Probe, S960QL, 3xT	169
Abbildung 145: Härteverlauf Richtung Probenmitte, Anfang, Mitte und Ende der Probe, S1100QL, 1xT	170
Abbildung 146: Härteverlauf Richtung Probenmitte, Anfang, Mitte und Ende der Probe, S1100QL, 2xT	171
Abbildung 147: Härteverlauf Richtung Probenmitte, Anfang, Mitte und Ende der Probe, S1100QL, 3xT	171

Bildverzeichnis

Hinweis: Alle in dieser Arbeit angefertigten lichtmikroskopisch aufgenommener Mikro- und Makroschliffe sind als „Bild“ dargestellt.

Bild 1: Makroschliff - Übersicht der Lagen der Härteprüfreihe	78
Bild 2: Makroskopische Aufnahme der Probe 1.3 (Spurbreite B= 1xT)	78
Bild 3: Makroskopische Aufnahme der Probe 1.4 (Spurbreite B= 2xT)	78
Bild 4: Makroskopische Aufnahme der Probe 1.5 (Spurbreite B= 3xT)	78
Bild 5: Makroskopische Aufnahme der Probe 1.6 (Spurbreite B= 4xT)	78
Bild 6: S355J2+N - 12 mm Dicke, 0,3 mm unter der Oberfläche	94
Bild 7: S355J2+N - 12 mm Dicke, 1 mm unter der Oberfläche	94
Bild 8: S355J2+N - 12 mm Dicke, 2 mm unter der Oberfläche	94
Bild 9: S355J2+N - 12 mm Dicke, Kern	94
Bild 10: S355J2+N - 30 mm Dicke, 0,3 mm unter der Oberfläche	95
Bild 11: S355J2+N - 30mm Dicke, 1 mm unter der Oberfläche	95
Bild 12: S355J2+N - 30 mm Dicke, 2mm unter der Oberfläche	95
Bild 13: S355J2+N - 30mm Dicke, Kern	95
Bild 14: S460NL - 12 mm Dicke, 0,3 mm unter der Oberfläche	96
Bild 15: S460NL - 12 mm Dicke, 1 mm unter der Oberfläche	96
Bild 16: S460NL - 12 mm Dicke, 2 mm unter der Oberfläche	96
Bild 17: S460NL - 12 mm Dicke, Kern	96
Bild 18: S460NL - 30 mm Dicke, 0,3 mm unter der Oberfläche	97
Bild 19: S460NL - 30 mm Dicke, 1 mm unter der Oberfläche	97
Bild 20: S460NL - 30 mm Dicke, 2 mm unter der Oberfläche	97
Bild 21: S460NL - 30 mm Dicke, Kern	97
Bild 22: S700MC- 12 mm Dicke, 0,3 mm unter der Oberfläche	98
Bild 23: S700MC- 12 mm Dicke, 1 mm unter der Oberfläche	98
Bild 24: S700MC- 12 mm Dicke, 2 mm unter der Oberfläche	98
Bild 25: S700MC - 12 mm Dicke, Kern	98
Bild 26: S700MC - 30 mm Dicke, 0,3 mm unter der Oberfläche	98
Bild 27: S700MC - 30 mm Dicke, 1 mm unter der Oberfläche	98
Bild 28: S700MC -30 mm Dicke, 2 mm unter der Oberfläche	99
Bild 29: S700MC - 30 mm Dicke, Kern	99
Bild 30: S960QL - 12 mm Dicke, 0,3 mm unter der Oberfläche	99
Bild 31: S960QL - 12 mm Dicke, 1 mm unter der Oberfläche	99
Bild 32: S960QL - 12 mm Dicke, 2 mm unter der Oberfläche	100
Bild 33: S960QL - 12 mm Dicke, Kern	100
Bild 34: S960QL - 30 mm Dicke 0,3 mm unter der Oberfläche	100
Bild 35: S960QL - 30 mm Dicke, 1 mm unter der Oberfläche	100
Bild 36: S960QL - 30 mm Dicke, 2 mm unter der Oberfläche	101

Bild 37: S960QL -30 mm Dicke, Kern	101
Bild 38: S1100QL - 12 mm Dicke, 0,3 mm unter der Oberfläche	101
Bild 39: S1100QL - 12 mm Dicke, 1 mm unter der Oberfläche	101
Bild 40: S1100QL - 12 mm Dicke, 2 mm unter der Oberfläche	102
Bild 41: S1100QL - 12 mm Dicke, Kern	102
Bild 42: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmeeinflusszone, S355 J2+N, 12 mm, Spurbreite 1xT	122
Bild 43: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmeeinflusszone, S355 J2+N, 12 mm, Spurbreite 2xT	122
Bild 44: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmeeinflusszone, S355 J2+N, 12 mm, Spurbreite 3xT	122
Bild 45: S355 J2+N - 12 mm Dicke, Spurbreite 1xT, 0,3 mm unter der Oberfläche	123
Bild 46: S355 J2+N- 12 mm Dicke, Spurbreite 1xT, 1 mm unter der Oberfläche	123
Bild 47: S355 J2+N - 12 mm Dicke; Spurbreite 1xT, 2 mm unter der Oberfläche	123
Bild 48: S355 J2+N -12 mm Dicke, Spurbreite 1xT, Kern	123
Bild 49: S355 J2+N - 12 mm Dicke, Spurbreite 2xT, 0,3 mm unter der Oberfläche	124
Bild 50: S355 J2+N - 12 mm Dicke, Spurbreite 2xT, 1 mm unter der Oberfläche	124
Bild 51: S355 J2+N - 12 mm Dicke, Spurbreite 2xT, 2 mm unter der Oberfläche	124
Bild 52: S355 J2+N - 12 mm Dicke, Spurbreite 2xT, Kern	124
Bild 53: S355 J2+N - 12 mm Dicke, Spurbreite 3xT, 0,3 mm unter der Oberfläche	125
Bild 54: S355 J2+N - 12 mm Dicke, Spurbreite 3xT, 1 mm unter der Oberfläche	125
Bild 55: S355 J2+N -12 mm Dicke, Spurbreite 3xT, 2 mm unter der Oberfläche	125
Bild 56: S355 J2+N - 12 mm Dicke, Spurbreite 3xT, Kern	125
Bild 57: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmeeinflusszone, S355 J2+N, 30 mm, Spurbreite 1xT	126
Bild 58: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmeeinflusszone, S355 J2+N, 30 mm, Spurbreite 2xT	126
Bild 59: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmeeinflusszone, S355 J2+N, 30 mm, Spurbreite 3xT	127
Bild 60: S355 J2+N - 30 mm Dicke; Spurbreite 1xT, 0,3 mm unter der Oberfläche	127
Bild 61: S355 J2+N - 30 mm Dicke, Spurbreite 1xT, 1 mm unter der Oberfläche	127
Bild 62: S355 J2+N - 30 mm Dicke; Spurbreite 1xT, 2 mm unter der Oberfläche	128
Bild 63: S355 J2+N - 30mm Dicke, Spurbreite 1xT, Kern	128
Bild 64: S355 J2+N - 30 mm Dicke, Spurbreite 2xT, 0,3 mm unter der Oberfläche	128
Bild 65: S355 J2+N - 30 mm Dicke, Spurbreite 2xT, 1 mm unter der Oberfläche	128
Bild 66: S355 J2+N - 30 mm Dicke, Spurbreite 2xT, 2 mm unter der Oberfläche	129
Bild 67: S355 J2+N -; 30 mm Dicke, Spurbreite 2xT, Kern	129
Bild 68: S355 J2+N - 30 mm Dicke, Spurbreite 3xT, 0,3 mm unter der Oberfläche	129
Bild 69: S355 J2+N - 30 mm Dicke, Spurbreite 3xT, 1 mm unter der Oberfläche	129
Bild 70: S355 J2+N - 30 mm Dicke, Spurbreite 3xT, 2 mm unter der Oberfläche	130
Bild 71: S355 J2+N - 30 mm Dicke, Spurbreite 2xT, Kern	130
Bild 72: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmeeinflusszone, S460NL, 12 mm, Spurbreite 1xT	132
Bild 73: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmeeinflusszone, S460NL, 12 mm, Spurbreite 2xT	132
Bild 74: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmeeinflusszone, S460NL, 12 mm, Spurbreite 3xT	133
Bild 75: S460NL - 12 mm Dicke, Spurbreite 1xT, 0,3 mm unter der Oberfläche	133
Bild 76: S460NL - 12 mm Dicke, Spurbreite 1xT, 1 mm unter der Oberfläche	133

Bild 77: S460NL - 12 mm Dicke, Spurbreite 1xT, 2 mm unter der Oberfläche	134
Bild 78: S460NL - 12 mm Dicke, Spurbreite 1xT, Kern	134
Bild 79: S460NL - 12 mm Dicke, Spurbreite 2xT, 0,3 mm unter der Oberfläche	134
Bild 80: S460NL - 12 mm Dicke, Spurbreite 2xT, 1 mm unter der Oberfläche	134
Bild 81: S460NL - 12 mm Dicke, Spurbreite 2xT, 2 mm unter der Oberfläche	135
Bild 82: S460NL - 12 mm Dicke, Spurbreite 2xT, Kern	135
Bild 83: S460NL - 12 mm Dicke, Spurbreite 3xT, 0,3 mm unter der Oberfläche	135
Bild 84: S460NL - 12 mm Dicke, Spurbreite 3xT, 1 mm unter der Oberfläche	135
Bild 85: S460NL - 12 mm Dicke, Spurbreite 3xT, 2 mm unter der Oberfläche	136
Bild 86: S460NL -12 mm Dicke, Spurbreite 3xT, Kern	136
Bild 87: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmeeinflusszone, S460NL, 30 mm, Spurbreite 1xT	137
Bild 88: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmeeinflusszone, S460NL, 30 mm, Spurbreite 2xT	137
Bild 89: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmeeinflusszone, S460NL, 30 mm, Spurbreite 3xT	137
Bild 90: S460NL - 30 mm Dicke, Spurbreite 1xT, 0,3 mm unter der Oberfläche	137
Bild 91: S460NL - 30 mm Dicke, Spurbreite 1xT, 1 mm unter der Oberfläche	137
Bild 92: S460NL - 30 mm Dicke, Spurbreite 1xT, 2 mm unter der Oberfläche	138
Bild 93: S460NL - 30 mm Dicke, Spurbreite 1xT, Kern	138
Bild 94: S460NL - 30 mm Dicke, Spurbreite 2xT, 0,3 mm unter der Oberfläche	138
Bild 95: S460NL - 30 mm Dicke, Spurbreite 2xT, 1 mm unter der Oberfläche	138
Bild 96: S460NL - 30 mm Dicke, Spurbreite 2xT, 2 mm unter der Oberfläche	139
Bild 97: S460NL - 30 mm Dicke, Spurbreite 2xT, Kern	139
Bild 98: S460NL -30 mm Dicke, Spurbreite 3xT,0,3 mm unter der Oberfläche	139
Bild 99: S460NL - 30 mm Dicke, Spurbreite 3xT, 1 mm unter der Oberfläche	139
Bild 100: S460NL - 30 mm Dicke, Spurbreite 3xT, 2 mm unter der Oberfläche	140
Bild 101: S460NL -30 mm Dicke, Spurbreite 3xT, Kern	140
Bild 102: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmeeinflusszone, S700MC, 12 mm, Spurbreite 1xT	142
Bild 103: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmeeinflusszone, S700MC, 12 mm, Spurbreite 2xT	142
Bild 104: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmeeinflusszone, S700MC, 12 mm, Spurbreite 3xT	142
Bild 105: S700MC - 12 mm Dicke, Spurbreite 1xT, 0,3 mm unter der Oberfläche	143
Bild 106: S700MC - 12 mm Dicke, Spurbreite 1xT, 1 mm unter der Oberfläche	143
Bild 107: S700MC - 12 mm Dicke, Spurbreite 1xT, 2 mm unter der Oberfläche	143
Bild 108: S700MC - 12 mm Dicke, Spurbreite 1xT, Kern	143
Bild 109: S700MC -12 mm Dicke, Spurbreite 2xT, 0,3 mm unter der Oberfläche	144
Bild 110: S700MC - 12 mm Dicke, Spurbreite 2xT, 1 mm unter der Oberfläche	144
Bild 111: S700MC - 12 mm Dicke, Spurbreite 2xT, 2 mm unter der Oberfläche	144
Bild 112: S700MC - 12 mm Dicke, Spurbreite 2xT, Kern	144
Bild 113: S700MC - 12 mm Dicke, Spurbreite 3xT, 0,3 mm unter der Oberfläche	145
Bild 114: S700MC - 12 mm Dicke, Spurbreite 3xT, 1 mm unter der Oberfläche	145
Bild 115: S700MC - 12 mm Dicke, Spurbreite 3xT, 2 mm unter der Oberfläche	145
Bild 116: S700MC - 12 mm Dicke, Spurbreite 3xT, Kern	145

Bild 117: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmeeinflusszone, S700MC, 30 mm, Spurbreite 1xT	146
Bild 118: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmeeinflusszone, S700MC, 30 mm, Spurbreite 2xT	146
Bild 119: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmeeinflusszone, S700MC, 30 mm, Spurbreite 3xT	147
Bild 120: S700MC - 30 mm Dicke, Spurbreite 1xT, 0,3 mm unter der Oberfläche	147
Bild 121: S700MC - 30 mm Dicke, Spurbreite 1xT, 1 mm unter der Oberfläche	148
Bild 122: S700MC - 30 mm Dicke, Spurbreite 1xT, 2 mm unter der Oberfläche	148
Bild 123: S700MC - 30 mm Dicke, Spurbreite 1xT, Kern	148
Bild 124: S700MC - 30 mm Dicke, Spurbreite 2xT, 0,3 mm unter der Oberfläche	148
Bild 125: S700MC – 30 mm Dicke, Spurbreite 2xT, 1 mm unter der Oberfläche	148
Bild 126: S700MC - 30 mm Dicke, Spurbreite 2xT, 2 mm unter der Oberfläche	149
Bild 127: S700MC - 30 mm Dicke, Spurbreite 2xT, Kern	149
Bild 128: S700MC - 30 mm Dicke, Spurbreite 3xT, 0,3 mm unter der Oberfläche	150
Bild 129: S700MC - 30 mm Dicke, Spurbreite 3xT, 1 mm unter der Oberfläche	150
Bild 130: S700MC - 30 mm Dicke, Spurbreite 3xT, 2 mm unter der Oberfläche	147
Bild 131: S700MC - 30 mm Dicke, Spurbreite 3xT, Kern	150
Bild 132: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmeeinflusszone, S960QL, 12 mm, Spurbreite 1xT	152
Bild 133: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmeeinflusszone, S960QL, 12 mm, Spurbreite 2xT	152
Bild 134: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmeeinflusszone, S960QL, 12 mm, Spurbreite 3xT	152
Bild 135: S960QL - 12 mm Dicke, Spurbreite 1xT, 0,3 mm unter der Oberfläche	153
Bild 136: S960QL - 12 mm Dicke, Spurbreite 1xT, 1 mm unter der Oberfläche	153
Bild 137: S960QL - 12 mm Dicke, Spurbreite 1xT, 2 mm unter der Oberfläche	153
Bild 138: S960QL - 12 mm Dicke, Spurbreite 1xT, Kern	153
Bild 139: S960QL - 12 mm Dicke, Spurbreite 2xT, 0,3 mm unter der Oberfläche	154
Bild 140: S960QL - 12 mm Dicke, Spurbreite 2xT, 1 mm unter der Oberfläche	154
Bild 141: S960QL - 12 mm Dicke, Spurbreite 2xT, 2 mm unter der Oberfläche	154
Bild 142: S960QL - 12 mm Dicke, Spurbreite 2xT, Kern	154
Bild 143: S960QL - 12 mm Dicke, Spurbreite 3xT, 0,3 mm unter der Oberfläche	155
Bild 144: S960QL - 12 mm Dicke, Spurbreite 3xT, 1 mm unter der Oberfläche	155
Bild 145: S960QL - 12 mm Dicke, Spurbreite 3xT, 2 mm unter der Oberfläche	155
Bild 146: S960QL - 12 mm Dicke, Spurbreite 3xT, Kern	155
Bild 147: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmeeinflusszone, S960QL, 30 mm, Spurbreite 1xT	157
Bild 148: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmeeinflusszone, S960QL, 30 mm, Spurbreite 2xT	157
Bild 149: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmeeinflusszone, S960QL, 30 mm, Spurbreite 3xT	157
Bild 150: S960QL - 30 mm Dicke, Spurbreite 1xT, 0,3 mm unter der Oberfläche	158
Bild 151: S960QL - 30 mm Dicke, Spurbreite 1xT, 1 mm unter der Oberfläche	158
Bild 152: S960QL - 30 mm Dicke, Spurbreite 1xT, 2 mm unter der Oberfläche	158
Bild 153: S960QL - 30 mm Dicke, Spurbreite 1xT, Kern	158
Bild 154: S960QL - 30 mm Dicke, Spurbreite 2xT, 0,3 mm unter der Oberfläche	159
Bild 155: S960QL - 30mm Dicke, Spurbreite 2xT, 1 mm unter der Oberfläche	159
Bild 156: S960QL - 30 mm Dicke, Spurbreite 2xT, 2 mm unter der Oberfläche	159

Bild 157: S960QL - 30 mm Dicke, Spurbreite 2xT, Kern	159
Bild 158: S960QL - 30 mm Dicke, Spurbreite 3xT, 0,3 mm unter der Oberfläche	160
Bild 159: S960QL – 30 mm Dicke, Spurbreite 3xT, 1 mm unter der Oberfläche	160
Bild 160: S960QL - 30 mm Dicke, Spurbreite 3xT, 2 mm unter der Oberfläche	160
Bild 161: S960QL - 30 mm Dicke, Spurbreite 3xT, Kern	161
Bild 162: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmeeinflusszone, S1100QL, 12 mm, Spurbreite 1xT	163
Bild 163: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmeeinflusszone, S1100QL, 12 mm, Spurbreite 2xT	163
Bild 164: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmeeinflusszone, S1100QL, 12 mm, Spurbreite 3xT	163
Bild 165: S1100 QL - 12 mm Dicke, Spurbreite 1xT, 0,3 mm unter der Oberfläche	164
Bild 166: S1100QL - 12 mm Dicke, Spurbreite 1xT, 1 mm unter der Oberfläche	164
Bild 167: S1100QL - 12 mm Dicke, Spurbreite 1xT, 2 mm unter der Oberfläche	164
Bild 168: S1100QL - 12 mm Dicke, Spurbreite 1xT, Kern	164
Bild 169: S1100QL - 12mm Dicke, Spurbreite 2xT, 0,3 mm unter der Oberfläche	165
Bild 170: S1100QL - 12 mm Dicke, Spurbreite 2xT, 1 mm unter der Oberfläche	165
Bild 171: S1100QL - 12 mm Dicke, Spurbreite 2xT, 2 mm unter der Oberfläche	165
Bild 172: S1100QL - 12 mm Dicke, Spurbreite 2xT, Kern	165
Bild 173: S1100QL - 12 mm Dicke, Spurbreite 3xT, 0,3 mm unter der Oberfläche	166
Bild 174: S1100QL - 12 mm Dicke, Spurbreite 3xT, 1 mm unter der Oberfläche	166
Bild 175: S1100QL - 12 mm Dicke, Spurbreite 3xT, 2 mm unter der Oberfläche	166
Bild 176: S1100QL - 12 mm Dicke, Spurbreite 3xT, Kern	166

Inhaltsverzeichnis

Abkürzungsverzeichnis	V
Tabellenverzeichnis	VI
Abbildungsverzeichnis	VII
Bildverzeichnis	XI
Inhaltsverzeichnis	XVI
Abstract	18
Kapitel 0 Einleitung	19
Kapitel 1 Aufgabenstellung	21
Kapitel 2 Stand der Technik	22
2.1. Einführung in das Richten	22
2.2. Geschichte des Richtens	25
2.3. Thermisches Richten	26
2.4. Maßnahmen zur Behinderung der Wärmeausdehnung	30
2.4.1 Allgemeines	30
2.4.2 Grundarten der Erwärmung	31
2.4.3 Wärmefiguren	33
2.4.4 Brenner- und Gasttechnologie	37
2.4.5 Messung von Temperaturen und Arten der Temperaturmessung	39
2.4.5.1 Thermoelemente	39
2.4.5.2 Thermofarben	40
2.4.5.3 Infrarot-Thermografie	40
2.5. Messung der Verformung - Photogrammetrie	42
2.6. Aktueller Stand der Vorschriften für das Flammrichten	43
2.7 Feinkornbaustähle	45
2.7.1 Grundlagen	45
2.7.2 Normalisierte Feinkornbaustähle	51
2.7.3 Thermomechanisch gewalzte Feinkornbaustähle	54
2.7.4 Wasservergütete Feinkornbaustähle	56
2.7.5 Beurteilung der Schweißbeignung von Stählen	59
2.7.6 Flammrichten höherfester Feinkornbaustähle	60
2.8 Zusammenfassung des Standes der Technik beim Flammrichten hochfester Feinkornbaustähle	67
Kapitel 3 Experimentelle Durchführung der Vorversuche	68
3.1 Einführung	68
3.2 Versuchsaufbau	68
3.3 Ermittlung des Emissionsgrades zur Kalibrierung der Infrarotkamera	69
3.4 Ergebnisse der durchgeführten Vorversuche	70
3.4.1 Temperaturmessungen	70
3.4.2 Durchführung der Verformungsmessungen	74

3.4.3	Makroschliffbilder der Vorproben	78
3.5	Diskussion der Vorversuchsergebnisse	82
Kapitel 4	Experimentelle Vorgehensweise – Untersuchungsdurchführung	85
4.1.	Werkstoffauswahl und Untersuchungsmethodik	85
4.2.	Durchführung der Flammrichtvorgänge	88
4.2.1.	Versuchsaufbau – Vorrichtung für die Flammrichtvorgänge	88
4.2.2	Durchführung der Flammrichtabläufe	90
4.3	Untersuchungsmethodik - Prüfverfahren zu Charakterisierung der Proben	91
4.3.1	Durchführung mechanisch-technologischer Prüfungen	91
4.3.2	Bewertung der Materialeigenschaften durch metallographische Untersuchungen	91
Kapitel 5	Ergebnisse und Diskussionen	93
5.1	Ergebnisse der Untersuchungen der unbehandelten Proben	93
5.1.1	Ergebnisse der mechanisch-technologischen Prüfungen	93
5.1.2	Ergebnisse der metallographischen Untersuchungen	94
5.1.2.1.	Mikroskopische Untersuchungsergebnisse	94
5.1.2.2.	Ergebnisse der Härtemessungen	102
5.2	Ergebnisse der während des Flammrichtens durchgeführten Prüfungen	106
5.2.1	Ergebnisse der Temperaturmessungen während den Flammrichtvorgängen	106
5.2.2	Ergebnisse der während der Flammrichtvorgänge durchgeführten Photogrammetriemessungen	112
5.3	Ergebnisse der Untersuchungen an den flammgerichteten Proben	117
5.3.1	Ergebnisse der mechanisch-technologischen Prüfungen	117
5.3.2	Ergebnisse der metallographischen Untersuchungen	121
5.3.3	Ergebnisse der Härtemessungen in unterschiedlichen Probenpositionen	168
5.3.4	Zusammenfassung aller Ergebnisse der metallographischen Untersuchungen - Diskussionen	172
Kapitel 6	Zusammenfassung - Schlussfolgerungen	174
6.1	Zusammenfassung der Versuchsergebnisse und Schlussfolgerung	174
6.2	Ausblick	177
	Literaturverzeichnis	178
	Verzeichnis der verwendeten Normen	180

Abstract

Das Flammrichten von Stählen gehört seit vielen Jahrzehnten zur Endbearbeitung von Bauteilen, um entstandenen Verzug, der z.B. nach dem Verschweißen von Einzelbauteilen zu Teilbaugruppen oder Baugruppen entsteht, zu eliminieren. Ohne Flammrichten, das in vielen metallverarbeitenden Betrieben, wie z.B. im Stahlbau, Wagonbau und Maschinenbau eingesetzt wird, wäre eine wirtschaftliche Fertigung von Bauteilen nicht möglich. In vielen Fällen ist das Flammrichten das letzte und einzige Verfahren, um große Bauteile wieder in die geforderte Form zu bringen, da z.B. ein mechanisches Richten aufgrund der Bauteilgröße oder der Bauteilform überhaupt nicht möglich ist.

Aufgrund des vom Markt geforderten Leichtbaus wurden viele Varianten von hochfesten Baustählen entwickelt, um Produkte mit geringeren Blechdicken und damit geringeren Gewichten zu produzieren. Neben den herkömmlichen unlegierten Baustählen sind im Laufe der letzten Jahrzehnte eine Vielzahl neuer Werkstoffe im Segment der Baustähle entstanden, die deutlich höhere Festigkeiten bei gleichzeitig akzeptablen Dehnungswerten und guten Zähigkeiten als die klassischen unlegierten Baustähle aufweisen. Die in diesem Zusammenhang entwickelten hochfesten vergüteten Baustähle haben eine gute Schweißseignung, sind aber aufgrund ihrer Herstellungstechnologie deutlich empfindlicher gegenüber der Einbringung von Prozesswärme, die beim Schweißen oder beim Flammrichten entsteht.

Die derzeit verfügbaren Vorschriften und Regelungen des Flammrichtprozesses beschränken nur die Maximaltemperaturen beim Flammrichtvorgang. Gerade diese Temperaturen sind schwer zu messen und damit schwierig einzuhalten. Die eingebrachte Prozesswärme, die vor allen Dingen beim Flammrichten von hochfesten Baustählen von großer Bedeutung ist, wird durch diese Vorschriften nur ungenügend beschrieben. Der Flammrichter, der nur Glühfarben beobachten kann, sollte eine Vorschrift erhalten, die ihm eine Sicherheit des Flammrichtvorganges bei den verschiedenen hochfesten Baustählen gibt.

Diese vorliegende wissenschaftliche Arbeit soll diese Wissenslücke durch eine Vorschrift schließen, in dem ein Konzept erprobt wurde, welches bei der Flammrichtfigur „Wärmestrich“ einen Zusammenhang zwischen der Breite des Wärmestriches (Flammrichtspurbreite) in Abhängigkeit zur Werkstückdicke bei einem rein manuell durchgeführten Flammrichtvorgang mit visueller Temperaturkontrolle anhand der Glühfarben durch den Flammrichter hergestellt hat. Anhand von Reihenuntersuchungen an verschiedenen dicken Proben der Werkstoffe S355J2+N (Referenzwerkstoff), S460NL, S700MC, S960QL und S1100QL wurde dieses Konzept erprobt.

Die Ergebnisse dieser Arbeit haben gezeigt, dass alle untersuchten Werkstoffe bis zu einer Flammrichtspurbreite, die der zweifachen Blechdicke entsprach, bei den vorgegebenen Blechdicken mit diesem Konzept sicher flammrichtbar waren. Die Verformung, und damit die Auslenkung der Probe, nahm mit zunehmender Flammrichtspurbreite zu. Die erzielten Verformungen waren bei dickeren Proben trotz gleichem Verhältnis der Spurbreite zur Blechdicke geringer als bei dünneren Proben. Die gemessenen Aufheiz- und Abkühlzeiten streuten innerhalb und zwischen den einzelnen Proben sehr stark, so dass über diese Parameter kaum eine Aussage möglich war, ob ein Flammrichtvorgang für die mechanischen Eigenschaften kritisch wurde. Die nach diesem Konzept entstandenen Wärmeeinflusszonen waren im Verhältnis zur Blechdicke nicht sehr tief. Dadurch waren große Teilbereiche der flammgerichteten Proben nicht wärmebeeinflusst. Die erzeugten Gefügeveränderungen in der Wärmeeinflusszone führten bei den vorgegebenen Parametern nicht zum Versagen der Werkstoffe.

Stichworte: Flammrichten, Verformung, Biegung, hochfeste Stähle, Feinkornbaustähle, vergütete Stähle

Kapitel 0 Einleitung

Flammrichten ist ein autogenes Fertigungsverfahren, d.h. ein Werkstück wird mit einer Flamme aus Acetylen und Sauerstoff lokal erwärmt, um im Werkstück vorhandenen Verzüge, Durchbiegungen, aufgetreten durch Längs-, Quer-, oder Winkelschrumpungen z.B. von Schweißnähten, rückgängig zu machen. Im Gegensatz zum Schweißen werden beim Flammrichten deutlich geringere Temperaturen in das Werkstück eingebracht; die Werkstücke werden lokal mit der offenen Acetylen-Sauerstoff-Flamme in bestimmten Bereichen erwärmt. Die Wärme wird so schnell eingebracht, dass möglichst wenig der Wärme in die Umgebung des Werkstückes abfließen kann, die nicht im Bereich des gewünschten Flammrichtbereiches liegt [1, 4, 5].

Das Flammrichten von Stählen gehört seit vielen Jahrzehnten zur Bearbeitung von Bauteilen, um entstandenen Verzug, wie er z.B. bei Verschweißen von Einzelbauteilen zu Teilbaugruppen oder Baugruppen entsteht, zu eliminieren. Diese Bearbeitung wird häufig nach der Anfertigung von Teilbaugruppen vor der Endmontage oder nach der Endmontage der Gesamtbaugruppe durchgeführt [1].

Ohne Flammrichten, das in vielen metallverarbeitenden Betrieben im Stahlbau, Eisenbahnbau und Maschinenbau eingesetzt wird, wäre eine wirtschaftliche Fertigung und Reparatur von Bauteilen oder Baugruppen nicht möglich. In vielen Fällen ist das Flammrichten das letzte und einzige Verfahren um große Bauteile wieder in eine akzeptable Form zu bringen. Ein mechanisches Richten ist häufig, aufgrund der Bauteilgröße oder der Bauteilform, überhaupt nicht möglich [1, 52].

Der Prozess des Flammrichtens hat viele Einflussfaktoren; die sich auf die Qualität und damit auf die Sicherheit und die Wirtschaftlichkeit der produzierten Stahlkonstruktionen und Bauwerke auswirken können [1]. Das Flammrichten zur Erreichung der gewünschten Geometrien ist oftmals eine Frage der empirischen Handwerksarbeit und damit nicht ausreichend geklärt oder quantifiziert, obwohl die physikalischen Hintergründe dieser Technologie wissenschaftlich sind [3]. Das Verfahren des Flammrichtens ist nur in einigen Standardfällen zuverlässig, z. B. wenn es über eine durchgeführte Verfahrensprüfung untersucht und qualifiziert wurde. In vielen anderen Fällen ist die Art, der Ort, die Reihenfolge und die Haltezeit bei der Erwärmung nicht geklärt. In diesen Fällen muss oftmals mit Versuchen geprüft werden, ob ein Richterfolg erzielbar ist [1].

Obwohl sich die Technologie des Flammrichtens in den letzten Jahrzehnten nicht geändert hat, veränderten sich aber die eingesetzten Werkstoffe hinsichtlich der mechanisch-technologischen Eigenschaften wie z.B. Festigkeit, Dehnung und Zähigkeit. Neben den herkömmlichen unlegierten Baustählen sind im Laufe der letzten Jahrzehnte aufgrund des geforderten und gewünschten Leichtbaus eine Vielzahl neuer Werkstoffe im Segment der unlegierten Baustähle entstanden, die deutlich höhere Festigkeiten als die klassischen unlegierten Baustähle aufweisen. Auch diese höherfesten Baustähle haben eine gute Schweißeignung, sind aber aufgrund ihrer Herstellungstechnologie deutlich empfindlicher bei der Einbringung von Prozesswärme, die beim Schweißen oder beim Flammrichten entsteht [27].

Im Vordergrund dieser Werkstoffentwicklung stand der Wunsch, durch Verringerung des Eigengewichtes bei gleichem Verarbeitungsverhalten und gleicher Tragfähigkeit sowohl Material- als auch Gewichtseinsparungen darzustellen. Diesem Wunsch folgend, wurden Stähle entwickelt, die sich durch gewünschte Festigkeits- und Zähigkeitsanforderungen bei gleichzeitiger guter Verarbeitbarkeit auszeichnen. Die hochfesten Baustähle, wie sie z.B. im Kranbau Anwendung finden, bieten durch die Verwendung der reduzierten Blechdicken eine gute Möglichkeit zur Verringerung von Herstell- und Betriebskosten [26].

Zur Nutzung dieser höheren Festigkeiten müssen alle möglichen Einsparungen dem möglichen Mehraufwand in der Fertigung entgegengestellt werden. Die Einsparungen in der Konstruktion liegen in der Einsparung von Stahlgewicht. Dies führt zu günstigeren Transportkos-

ten von Band- oder Stabstahl, sowie zu Einsparungen bei der Dimensionierung von Manipulatoren und Krananlagen in den Fertigungsstätten. Durch die geringeren Blechdicken sind geringere Schweißnahtvolumina möglich, was Einsparungen von Zusatzwerkstoffen und gegebenenfalls weniger Vorwärmbereiche durch geringere Blechdicken, sowie höhere Schweißgeschwindigkeiten mit sich bringt [2].

Die Einsparung bei der Nutzung des Bauteiles wird sich in dem geringeren Bauteilgewicht z.B. durch Energieeinsparungen bei der Nutzung, höhere Nutzlasten, eventuell höhere Drücke und höhere Bauteil- und Fertigungssicherheit einstellen [2].

Nachteil der hochfesten Baustähle sind die höheren Materialpreise dieser Werkstoffe, sowie die Verwendung meist teurer Schweißzusatzwerkstoffe und höherwertiger Schweißmaschinen, die für eine möglichst geringe Wärmeeinbringung beim Schweißen sorgen müssen.

Für das Flammrichten der hochfesten Baustähle gibt es bislang wenig wissenschaftliche Erkenntnisse. Die Vorschriften beschränken vielfach nur die Maximaltemperaturen, ohne zu erläutern, wie man diese Temperaturen begrenzen kann. Durch verschiedene Flammrichtfiguren wird vielfach unkontrolliert Wärme in die Werkstücke eingebracht, ohne genau zu wissen, ob die eingebrachte Wärme den Werkstoff bereits geschädigt hat.

Kapitel 1 Aufgabenstellung

Im Rahmen des vorliegenden Vorhabens sollte überprüft werden, ob sich die hochfesten, zum Teil wasservergüteten Baustähle überhaupt flammrichten lassen, ohne die geforderten mechanisch technologischen Eigenschaften zu verlieren. Außerdem sollte die Arbeit zeigen, welche Arten von Gefüge durch den Flammrichtvorgang bei den hochfesten Baustählen entstehen und welchen Einfluss diese Mikrostrukturen auf die mechanisch-technologischen Kennwerte der Werkstoffe haben.

Des Weiteren sollte ein Konzept erarbeitet werden, das die Flammrichtbreite eines Wärmestrichs in Abhängigkeit zur Blechdicke setzt, um den meist manuellen Vorgang des Flammrichtens zu systematisieren und damit zu einem kontrolliert durchführbaren Verfahren weiter zu entwickeln. Anhand der durchzuführenden Versuche soll überprüft werden, ob es eine Systematik zwischen Flammrichtspurbreite in Abhängigkeit von der Blechdicke in Bezug auf die maximale Verformung, die entstehenden Gefüge und den erzielten mechanisch-technologischen Eigenschaften nach dem Flammrichten von verschiedenen Werkstoffen gibt.

Hierzu wurden verschiedene Baustähle unterschiedlicher Festigkeitsklassen in zwei Dicken von 12 mm und 30 mm ausgewählt. Als Referenzmaterial wurde der häufig in der Bauindustrie verwendete Werkstoff S355 J2+N gewählt. Für die Werkstoffklasse der normalisierend gewalzten Werkstoffe in einer höheren Festigkeitsklasse wurde der Werkstoff S460NL geprüft. Die Klasse der vergüteten Werkstoffe wurde mit den Werkstoffen S700MC, S960QL und S1100QL besetzt.

Die Flammrichtarbeiten sollten für diese Versuche möglichst praxisnah, d.h. ohne jegliche Mechanisierung von einem erfahrenen Flammrichter durchgeführt werden. Die Temperaturkontrolle erfolgte durch die visuelle Beobachtung des Flammrichters. Für die Versuche wurden die Oberflächentemperaturen durch eine Infrarotkamera detektiert und dokumentiert. Die Versuche wurden durch einen der hauptberuflichen Flammrichter in der Werkstatt der Plauen Stahltechnologie GmbH durchgeführt.

Kapitel 2 Stand der Technik

2.1. Einführung in das Richten

Nach DIN 8580 gibt es unterschiedliche Fertigungsverfahren. Die Fertigung eines Stoffes bzw. Körpers besteht darin, ihn von einem Rohzustand durch schrittweises Verändern der Form, der Stoffeigenschaften oder beides in einen Fertigungszustand zu überführen. Dies geschieht in einem oder mehreren Arbeitsvorgängen.

Zu den Fertigungsverfahren zählen alle Verfahren, die zur Herstellung von geometrisch bestimmten festen Körpern herangezogen werden. Hierbei werden die Verfahren zur Gewinnung erster Formen aus dem formlosen Zustand, Verfahren zur Veränderung dieser Form, sowie Verfahren zur Veränderung der Stoffeigenschaften miteingeschlossen. Die verschiedenen Fertigungsverfahren werden in insgesamt sechs Hauptgruppen eingeteilt:

- Hauptgruppe 1: Urformen
- Hauptgruppe 2: Umformen
- Hauptgruppe 3: Trennen
- Hauptgruppe 4: Fügen
- Hauptgruppe 5: Beschichten
- Hauptgruppe 6: Stoffeigenschaft ändern

Hauptgruppe 1 umfasst die Fertigung einer Ausgangsform aus formlosem Stoff durch Schaffung des Zusammenhaltes. Zu den formlosen Stoffen gehören beispielsweise Gase, Flüssigkeiten, Pulver, Fasern, Späne, Granulat und ähnliche Stoffe.

Die Hauptgruppen 2 bis 5 umfassen Verfahren zur Formänderung, wobei der Stoffzusammenhalt in Hauptgruppe 2 beibehalten, in Hauptgruppe 3 vermindert und in den Hauptgruppen 4 und 5 vermehrt wird.

Hauptgruppe 6 beschreibt Verfahren zur Änderung der Stoffeigenschaft. Anhand der geometrischen Form und seinen Stoffeigenschaften wird der Zustand eines festen Körpers beschrieben.

Richten lässt sich in Hauptgruppe 2 einordnen, da hierbei sowohl die Masse als auch der Zusammenhalt beibehalten werden.

Richt- und Umformprozesse in der Metallbearbeitung haben das Ziel eine bleibende plastische Verformung in ein Bauteil zu bringen. Dies dient der Formkorrektur von Bauteilen, die sich bei mechanischen Bearbeitungen bzw. Schweißvorgängen verzogen haben [4,5].

Den Verzug, der nach dem Schweißen auftritt, nennt man Schweißverzug. Er resultiert aus der hohen lokalen Wärmeeinbringung in ein Werkstück und der ungleichen Abkühlung des gesamten Bauteils. Geschweißte Bauteile haben oft den Nachteil, dass die gewünschte Geometrie im Anschluss an diesen Arbeitsschritt nicht mehr vorhanden ist. Dies ist ein Resultat aus dem Effekt der Schweißnahtschrumpfung, der in Abschnitt 2.3 näher beschrieben wird.

Der Schweißverzug stellt sich in der Regel in den in Abbildung 1 gezeigten Arten dar [3].

Die Quer- und Längsschrumpfung sowie der rotatorische Verzug gehören zu den ebenen Verzugsformen. Sie sind nahezu unabhängig von der Bauteildicke [3, 4, 5].

Beulen, Biege- und Winkelverzug sind hingegen stark von der Bauteildicke abhängig. Insbesondere Beulen treten häufig beim Schweißen von Dünnblechen auf und sind kaum zu beherrschen, weil sie, aufgrund der inhomogenen Werkstoffsituation durch den Herstellungsprozess, oft schlagartig auftreten. Winkel- und Biegeverzug treten hingegen überwiegend bei Bauteilen mit dicken Querschnitten auf, wobei der Winkelverzug im Vergleich zum Biegeverzug in seiner Ausprägung nach dem Schweißen am stärksten ist. Dieser Effekt ist besonders

problematisch, wenn Bauwerke durch das Aneinanderfügen mehrerer Elemente entstehen. Dadurch ist die Gefahr der Aufsummierung der Formfehler und die dadurch entstehenden Abweichungen vom Sollmaß sehr groß [3].

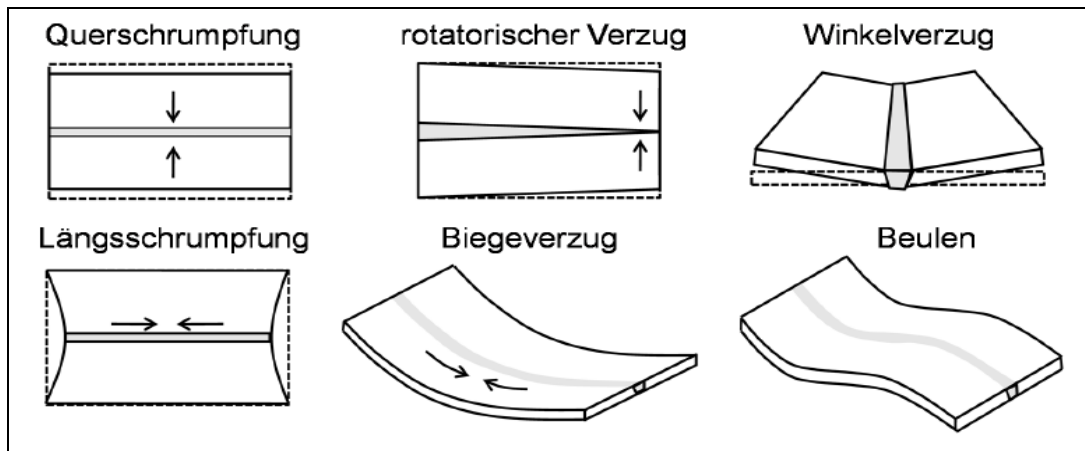


Abbildung 1: Grundlegende Schweißverzugsarten [3]

Um solche wie in Abbildung 1 dargestellte Fehler auszugleichen, müssen Bauteile nach dem Schweißen gerichtet werden.

Um ein Bauteil zu richten, muss eine bestimmte Kraft in eine bestimmte Richtung eingebracht werden. Je nach Art der verwendeten Verformungsmittel wird die Krafteinbringung zwischen Richten mit mechanischen Kräften und Richten mit Schrumpfkraften unterschieden [3].

a) Richten mit mechanischen Kräften

Beim mechanischen Richten wird mit von außen aufgetragenen Kräften am kalten Bauteil (Kaltrichten) oder am örtlich auf Umformungstemperatur erwärmten Bauteil (Richten durch Warmumformen) gearbeitet.

Dabei wird das zu richtende Werkstück Druck-, Zug- oder Biegebeanspruchungen ausgesetzt [4].

a1) Kaltrichten

a1.1) Richten durch Strecken

Zum Kaltrichten gehört das Richten durch Strecken. Hierbei wird im zu richtenden Bauteil eine Druckbeanspruchung eingebracht. Dies erfolgt am einfachsten durch gezielte Schläge mit dem Hammer, wie in Abbildung 2 dargestellt ist. Dünne Werkstücke werden hierdurch im gesamten Querschnitt gelängt [4, 5].

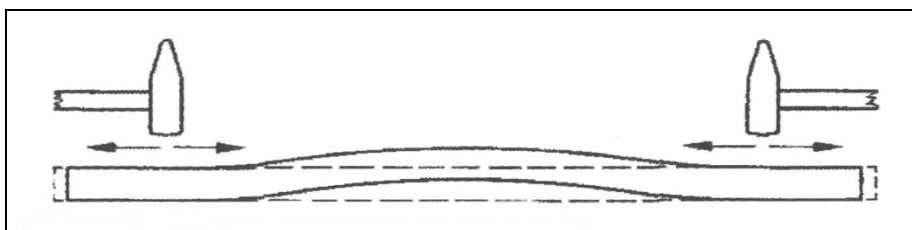


Abbildung 2: Richten durch Strecken [4]

Dieses Verfahren findet unter anderem beim Ebnen von Beulen in dünnen Blechen oder zum Beheben von Schweißnahtschrumpfung bei Verbindungsnahten dünner Bleche Anwendung.

Dazu werden die Beulen bzw. die Schweißnähte auf einer ebenen und harten Unterlage ausgehämmt, wodurch sich der Werkstoff im bearbeiteten Bereich längt [4].

Auch bei Bauteilen mit dickem Querschnitt kann das Richten durch Strecken angewandt werden. Hier streckt sich jedoch nur die bearbeitete Zone parallel zur Oberfläche. Mittels der dadurch entstehenden Druckkräfte im Werkstück wird die gewünschte Richtwirkung erreicht. Da das Hämmern allerdings große Verformungsgeschwindigkeiten erzeugt und den Werkstoff somit stark beansprucht, ist diese Vorgehensweise durch die Werkstückdicke, -form und -art begrenzt. Außerdem muss die durch das Hämmern verursachte hohe Werkstoffbeanspruchung gerade bei Werkstoffen mit geringem Dehnungsvermögen und bei solchen, die zum Kalthärten neigen, berücksichtigt werden, da sich sonst die Werkstoffeigenschaften negativ verändern können [4, 5].

Ein weiteres Verfahren bei dem die Richtwirkung durch das Strecken erreicht wird, ist das Ebnen von Blechen und Richten von Rohren mit Walzkräften. Hierbei ist die Formänderungsgeschwindigkeit nur circa halb so groß wie beim Hämmern, was deutlich schonender für den Werkstoff ist [4].

a1.2) Richten durch Recken

Eine andere Möglichkeit beim Kaltrichten ist das Richten durch Recken. Hierbei wird das Werkstück Zugbeanspruchungen ausgesetzt (siehe Abbildung 3). Dies wird unter anderem bei der Herstellung bestimmter Profile angewandt [4, 5]

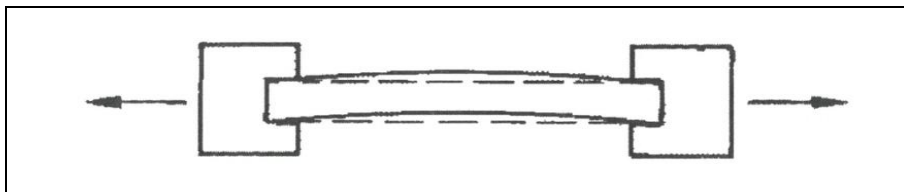


Abbildung 3: Richten durch Recken [4]

a1.3) Richten mit Biegemoment

Ein weiteres Kaltrichtverfahren ist das Richten mit Biegemoment. Es wird unter anderem an Wellen oder Walzprofilen angewandt. Das Ziel hierbei ist, dass die innere (kürzere) Seite gedehnt und gleichzeitig die äußere (längere) Seite gestaucht wird, wie in Abbildung 4 gezeigt wird. Dies erfolgt entweder ortsfest durch Biegung auf einer Richtpresse oder ortsbeweglich mit hydraulischen Druckstöcken. Dabei wird das zu richtende Werkstück aufgrund der elastischen Eigenschaften des Werkstoffs über die gewünschte Form hinaus durchgebo-gen um eine plastische Formänderung zu erreichen und dadurch den gewünschten Richt-erfolg zu erzielen [4].

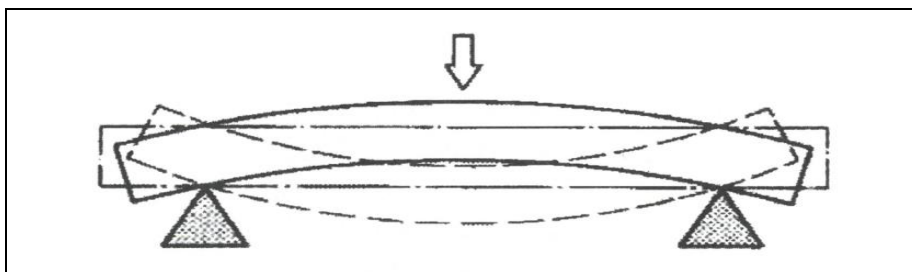


Abbildung 4: Richten mit Biegemoment [4]

a2) Richten durch örtliche Warmumformung

Eine weitere Möglichkeit des mechanischen Richtens ist das Richten durch örtliche Warmumformung. Dies findet Anwendung, wenn die Formabweichung sehr groß ist und ein

Richten durch Strecken, Recken oder Biegen nicht mehr problemlos anwendbar ist, was zum Beispiel bei Knicken oder Falten im Schadensfall der Fall sein kann. Hierbei wird der verformte Bereich auf die Umformungstemperatur des jeweiligen Werkstoffs erwärmt und durch Schmieden oder Drücken gerichtet [5].

Das Kaltrichten bzw. Richten durch Warmumformung ist allerdings beim Richten des Schweißverzugs an den immer größer und steifer werdenden Konstruktionen nicht mehr anwendbar. Daher muss eine alternative Lösung zum herkömmlichen Richten angewandt werden [5].

b) Richten mit Schrumpfkraften

Das Richten mit Schrumpfkraften – oder auch thermisches Richten genannt - nutzt das Bestreben des Werkstoffs, sich bei Erwärmung auszudehnen. Die zu langen Seiten werden hierbei erwärmt, was entweder durch einen Gasbrenner oder durch induktives Erwärmen erfolgen kann. Abbildung 5 zeigt ein Beispiel für die Erwärmung mit einem Gasbrenner. Durch Behinderung der Wärmedehnung entsteht eine Stauchung im erwärmten Bereich, wodurch sich bei anschließender Abkühlung die gewünschte Formänderung ergibt [4].

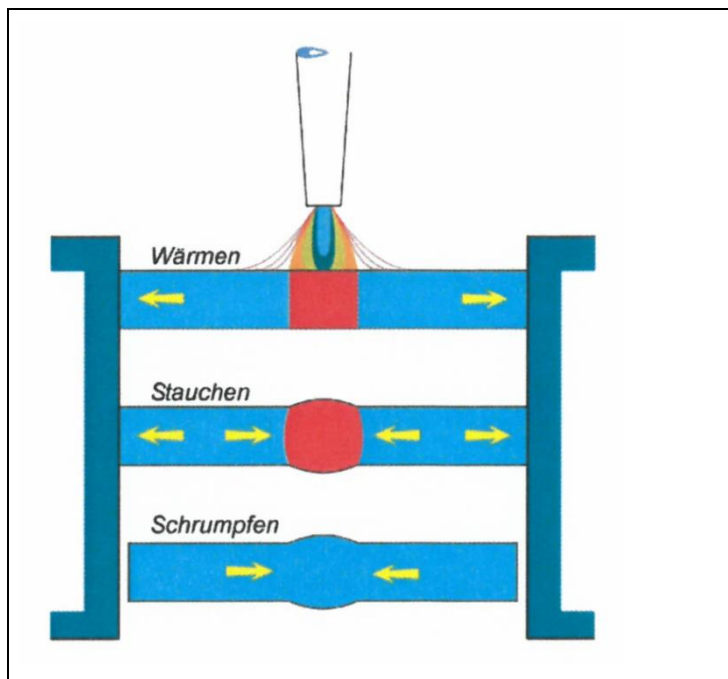


Abbildung 5: Prinzip des Flammrichtens durch Behinderung der Wärmedehnung [6]

In den folgenden Abschnitten wird das Richten mit Schrumpfkraften – das thermische Richten – näher beschrieben, womit der Schweißverzug sehr effektiv behoben werden kann [5].

2.2. Geschichte des Richtens

Richten mit Schrumpfkraften ist im Vergleich zum Richten mit mechanischen Kräften ein noch recht junges Verfahren. Es entstand vor ca. 90 Jahren in Verbindung mit der Schweißtechnik [4]. Die ersten Versuche des Richtens mit Schrumpfkraften wurden durch Auftragschweißungen beim Lichtbogenhandschweißen realisiert. Dabei hat man sich den Effekt zu Nutze gemacht, dass sich die aufgeschweißte Schicht beim Abkühlen zusammenzieht und durch die Schrumpfkraft ein Richterfolg zu verzeichnen war [4].

Allerdings musste die aufgetragene Schicht in einem weiteren Arbeitsschritt wieder abgeschliffen werden. Durch diesen zusätzlichen Arbeitsschritt und die durch das Auftragen und

Abschleifen erhöhte Belastung für den Werkstoff und die Werkstoffoberfläche, konnte sich das Verfahren aus metallurgischen und wirtschaftlichen Gründen nicht durchsetzen.

Später bemerkte man beim Gasschweißen, dass sich, bei geeigneter Arbeitsweise, durch ein Gegenwärmen mit dem Schweißbrenner bereits ein Richterfolg ergibt. Dabei wurde der Werkstoff auf Temperaturen weit unterhalb seines Schmelzpunkts erwärmt (ca. 600°C) [4].

Dieses Vorgehen bringt einige Vorteile mit sich. Im Gegensatz zum Auftragsschweißen mit dem Lichtbogen lässt sich die Temperatur besser dosieren, wodurch sich Schmelzprobleme des Werkstoffs vermeiden lassen. Außerdem werden mit dem Gasbrenner Spannungsspitzen vermieden, da die Brennerflamme im Vergleich zum Lichtbogen flächiger wirkt und somit den Werkstoff weniger beansprucht [5].

Durch die vergleichsweise niedrigen Temperaturen erfahren der Werkstoff und die Werkstückoberfläche keine bzw. nur eine unwesentliche Beeinflussung. Zusätzlich ist von Vorteil, dass sich die Brennerflamme individuell auf jeden Werkstoff und dessen Eigenschaften anpassen lässt (Abschnitt 2.4.3). Zudem ist das Verfahren sehr wirtschaftlich. Dazu kommt, dass Schweißbrenner in der Regel in jedem metallverarbeitenden Betrieb vorhanden sind, wodurch keine besondere Anschaffung getätigt werden muss [5].

Bei einigen Anwendungen, wie z.B. dem Flammrichten an Zementkühlern, Stahlbrücken, Großrohren und Kranbahnträgern wurde dieser Prozess mechanisiert. Dazu wurden Flammrichtbrenner in automatischen Schweißanlagen integriert, um die zeitaufwändige manuelle Tätigkeit durch eine Mechanisierung zu ersetzen [7].

2.3. Thermisches Richten

Werkstoffe haben die Eigenschaft, dass sie sich bei Erwärmung ausdehnen und bei anschließender Abkühlung wieder zusammenziehen. Dabei hat jeder Werkstoff seinen eigenen Wärmeausdehnungskoeffizienten [8].

Der Wärmeausdehnungskoeffizient (Formelzeichen α) ist eine stoffspezifische Materialkonstante und beschreibt das Ausmaß, mit dem ein Werkstoff bei einer Temperaturänderung seine Abmessungen verändert.

Bei Stahl liegt dieser bei ungefähr:

$$\alpha = 0,011 \frac{\text{mm}}{\text{m} \cdot ^\circ\text{C}}.$$

Dieser Wert ist nicht konstant über alle Temperaturbereiche, sondern erhöht sich bei steigender Temperatur um einen kleinen Betrag [8].

Beispielrechnung:

Die Längenänderung eines frei beweglichen Metallstabs berechnet sich wie folgt:

$$\Delta l = \alpha \times l_0 \times \Delta t$$

mit:

Δl = Längenänderung,

l_0 = ursprüngliche Länge,

Δt = Temperaturänderung,

α = für jeden Werkstoff individueller Wärmeausdehnungskoeffizient

Ein Stahlstab mit $l_0 = 1 \text{ m}$ (mit $\alpha = 0,011 \frac{\text{mm}}{\text{m} \cdot ^\circ\text{C}}$) hat:

- bei einer Temperaturänderung von 0°C auf 100°C ($\Delta t = 100^\circ\text{C}$) eine Längenänderung von $\Delta l = 1,1 \text{ mm}$ [5].
- bei einer Temperaturänderung von 0°C auf 50°C ($\Delta t = 50^\circ\text{C}$) eine Längenänderung demnach bei $\Delta l = 0,55 \text{ mm}$ [5].

Die wärmebedingte Längenänderung hat bei einem beanspruchungsfreien Bauteil, also einem Bauteil, das weder eingespannt noch externen mechanischen Kräften ausgesetzt ist, in der Regel keine bleibende Auswirkung, da es sich in solchen Fällen um eine rein elastische Formänderung handelt [4, 5].

Mit elastischer Formänderung ist eine Formänderung gemeint, bei der ein Bauteil beim Erreichen seiner ursprünglichen Temperatur nach Erwärmen oder Abkühlen wieder seine ursprünglichen Abmessungen hat [4, 5].

Abbildung 6 zeigt ein Werkstück, das sich bei Erwärmung frei bewegen kann. Die Voraussetzung für eine freie Wärmedehnung ist, neben dem beanspruchungsfreien Bauteil, eine über den gesamten Bauteilquerschnitt gleichmäßige Erwärmung bzw. Abkühlung [8].

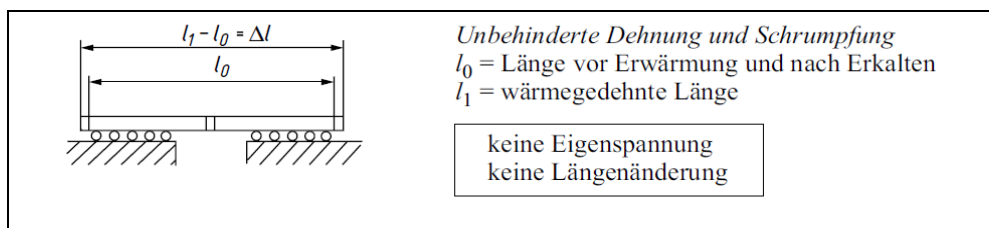


Abbildung 6: Erwärmung eines frei beweglichen Metallstabs [8]

Genau das ist allerdings gerade beim Schweißen nicht der Fall. Da nur der zu verbindende Bereich des jeweiligen Werkstücks bis hin zur Schmelztemperatur erhitzt wird, entsteht eine inhomogene Temperaturverteilung im Werkstück. Die Wärmeleitfähigkeit eines jeden Werkstoffs ist zwar unterschiedlich, bei allen Werkstoffen jedoch endlich [8].

Das heißt, dass der Temperatursausgleich im Werkstück je nach Werkstoff langsamer oder schneller erfolgt. Demnach dauert es eine gewisse Zeit bis sich die von der erhitzten Fläche weiter entfernten Bereiche erwärmen. Unterschiedliche Temperaturen im Werkstück sind daher die Folge. Diese inhomogene Temperatursituation entsteht durch die Differenz von zugeführtem und sich im Bauteil ausbreitendem Wärmestrom, da der zugeführte Wärmestrom eine deutlich höhere Leistungsdichte hat, also die Wärme schneller in das Bauteil gelangt, als sie sich ausbreiten kann [3].

Wie in der Beispielrechnung weiter oben gezeigt wird, dehnt sich ein Werkstoff bei unterschiedlichen Temperaturen unterschiedlich stark aus. Das führt bei zu schweißenden Bauteilen zu Problemen, da durch die begrenzte Wärmeleitfähigkeit des Werkstoffs und die dadurch entstehenden Temperaturunterschiede im Bauteil Eigenspannungen auftreten [8].

Diese Eigenspannungen entstehen, da der wärmere Bereich ein stärkeres Ausdehnungsbestreben hat als der kältere (siehe Beispielrechnung oben). Hinzu kommt, dass nicht nur die absolute Wärmeausdehnung bei steigender Temperatur immer weiter zunimmt, sondern gleichzeitig die Festigkeit des Werkstoffs abnimmt [9].

Abbildung 7 veranschaulicht, dass bei zunehmender Temperatur die Festigkeitswerte ‚Zugfestigkeit‘ und ‚Streckgrenze‘ bei einem Werkstoff abnehmen, aber gleichzeitig die ‚Bruchdehnung‘ zunimmt. Das bedeutet, dass sich der Werkstoff bei höheren Temperaturen leichter verformen lässt [10].

Dies hat gemeinsam mit der temperaturabhängigen Wärmedehnung zur Folge, dass das Ausdehnungsbestreben des wärmeren und daher weicheren Bereichs durch den kälteren und daher festeren Bereich verhindert werden kann, was zu einem Abbau der entstandenen Eigenspannungen in Form von plastischer Stauchung des heißeren Bereiches führt [3].

Bei anschließender Abkühlung zieht sich der Werkstoff wieder nach beschriebener Gleichung zusammen. Durch die Aufstauchung scheint die Schweißnaht geschrumpft zu sein. Dieses Prinzip wurde bereits in Abbildung 5 veranschaulicht [6].

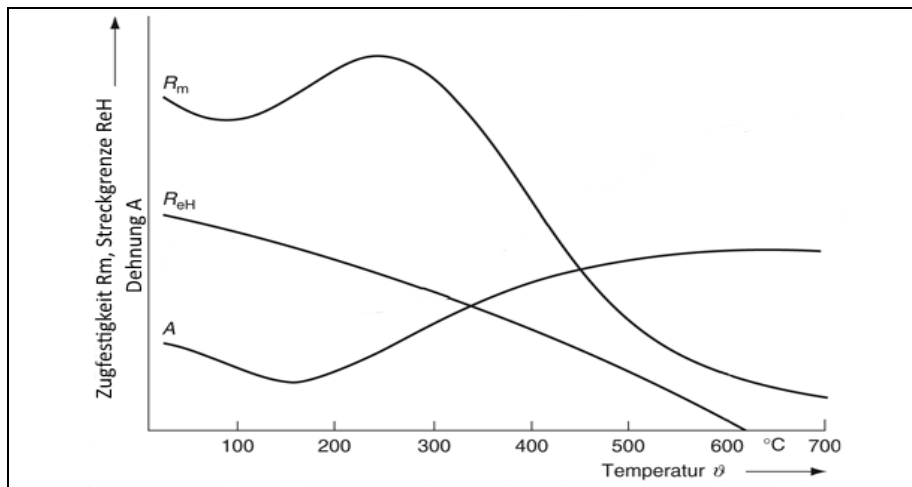


Abbildung 7: Einfluss der Temperatur auf Zugfestigkeit, Streckgrenze, Bruchdehnung und Einschnürung [10]

Es ist allerdings häufig der Fall, dass vor allem geschweißte Bauteile einen Winkelverzug aufweisen (Abbildung 1). Anders als bei dem in Abbildung 5 gezeigten Metallstab, bei dem die Erwärmung gleichmäßig über den gesamten Querschnitt erfolgt, was beim Stab eine reine Längsschrumpfung zur Folge hat, erfasst die Wärmeeinbringung, die der Grund für den Winkelverzug ist, nicht den gesamten Bauteilquerschnitt [10].

Da dickere Querschnitte eine höhere Steifigkeit besitzen, wird die Wärmedehnung des erwärmten Bereichs durch die kalte Gegenseite teilweise behindert, wodurch sich das Bauteil bei der Wärmeeinbringung nicht frei ausdehnen kann. Die zuvor beschriebene Aufstauchung entsteht somit nur in einem Teil des Querschnitts (Abbildung 8) [10].

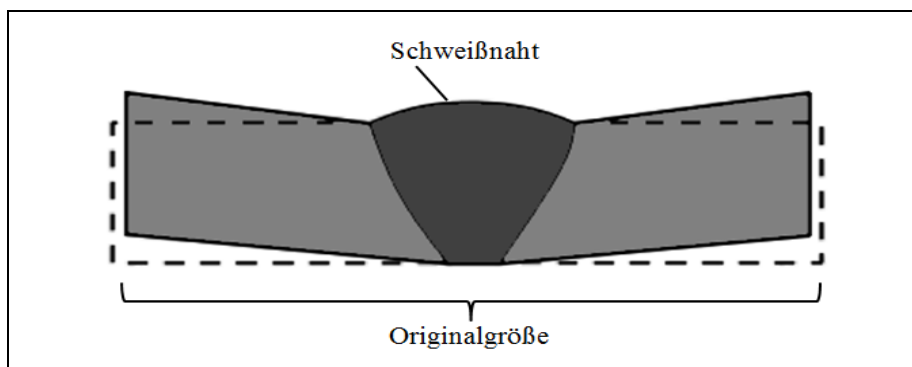


Abbildung 8: Beispiel für Winkelverzug [10]

Durch die nicht den ganzen Querschnitt betreffende Aufstauchung, schrumpft der Werkstoff beim Abkühlen über das vor dem Schweißen vorliegende Maß hinaus und es kommt zum Winkelverzug [10].

Ein weiterer Grund für den in Abbildung 8 dargestellten Winkelverzug tritt dann auf, wenn zwei Bauteile mit dickem Querschnitt an den Stirnflächen zusammengeschweißt werden. Bildet die Schweißnaht eine keil-ähnliche Form, kommt es beim Abkühlen ebenfalls zum Winkelverzug [10].

Die zuvor beschriebene Formel zeigt, wie sich die Wärmeausdehnung (bzw. Kälteschrumpfung beim Abkühlen) in Bezug auf die Ursprungslänge verhält ($[\Delta l] = \frac{mm}{m \cdot ^\circ C}$). Da ein Keil bzw. eine Keilform eine längere und eine kürzere Seite haben, zieht sich beim Abkühlen die längere Seite absolut gesehen stärker zusammen als die kürzere. Dadurch entsteht der Winkelverzug [10].

Um das Bauteil nun wieder in die gewünschte Form zu bringen muss demnach die jetzt zu lange (der Schweißnaht gegenüberliegende) Seite so verkürzt werden, dass die Formabweichung wieder ausgeglichen wird. Dabei macht sich das thermische Richten den gleichen Effekt zu Nutze, mit dem auch der Verzug beim Schweißen entsteht [5].

Die folgende Abbildung 9 zeigt ein Beispiel für das Vorgehen beim Flammrichten. Durch kurze und gezielte Erwärmung mittels eines Gasbrenners auf der gegenüberliegenden Seite der Schweißnaht wird bei anschließender Abkühlung der durch die Schweißnahtschrumpfung entstandene Verzug des durchgehenden Rohres ausgeglichen (Abbildung 9) [5].

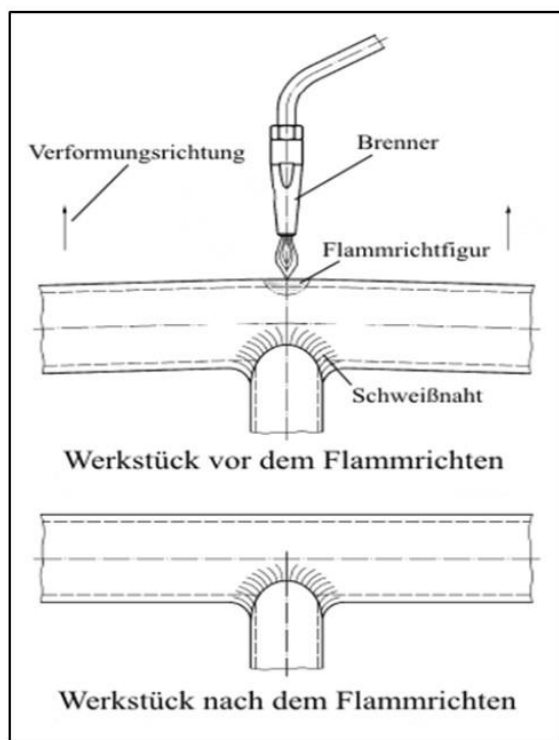


Abbildung 9: Prinzip des Flammrichtens [5]

Anders als beim Vorwärmen zum Schweißen oder zum Richten durch Warmumformung, bei dem das Ziel darin besteht das Werkstück auf den folgenden Arbeitsschritt vorzubereiten, ist beim thermischen Richten das Erwärmen des Werkstücks bereits der eigentliche Arbeitsschritt [5].

Damit es überhaupt zu einem Richteffekt kommen kann, ist es unumgänglich, dass die Richtstelle aufgestaucht wird. Folglich wird der Verzug in gleicher Weise behoben, wie er entstanden ist. Dabei kann die Aufstauchung durch die vorhandene Bauteilsteifigkeit erreicht werden. Ist das Bauteil allerdings nicht steif genug, was gerade bei weichen Werkstoffen oder bei Bauteilen mit geringem Querschnitt der Fall ist, muss die Stauchung durch geeignete Maßnahmen erreicht werden, die im folgenden Abschnitt näher erläutert werden [5].

2.4. Maßnahmen zur Behinderung der Wärmeausdehnung

2.4.1 Allgemeines

Grundsätzlich ist es sinnvoll die Wärmeausdehnung beim thermischen Richten vor allem bei temperaturempfindlichen Werkstoffen zu behindern. Somit wird der Richterfolg schon bei niedrigen Temperaturen vergrößert und gleichzeitig die Werkstoffoberfläche geschont. Aber auch bei Werkstoffen mit einer starken Wärmeausdehnung (großes α) ist es besonders sinnvoll, da auch hierbei der Richterfolg schneller zu verzeichnen ist [5].

Für die Behinderung der Wärmeausdehnung gibt es für jede Werkstoffform, -größe und jeden Aufstellungsort unterschiedliche Möglichkeiten. Zum Richten eines krummen Trägers beispielsweise kann die Wärmedehnung durch Festhalten mit einer Spannschraube (Abbildung 11), Auflegen eines Gewichts (Abbildung 10) oder, wenn er lang genug und die Masse ausreichend hoch ist, durch sein Eigengewicht (Abbildung 12) behindert werden [5].

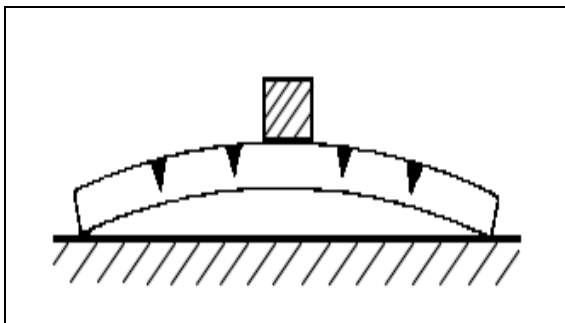


Abbildung 10: Behinderung der Wärmeausdehnung durch Festhalten mit einer Spannschraube [5]

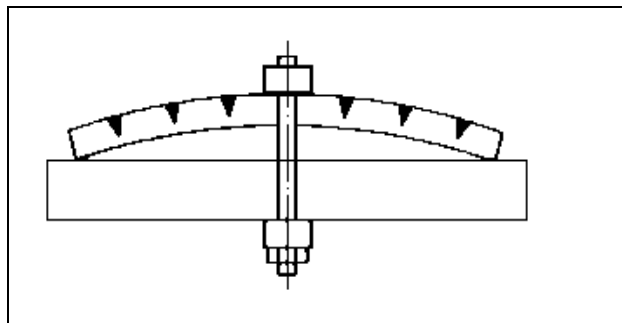


Abbildung 11: Behinderung der Wärmeausdehnung durch Auflegen eines Gewichts [5]

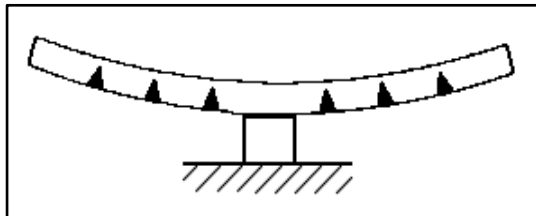


Abbildung 12: Behinderung der Wärmeausdehnung durch das Eigengewicht [5]

Hinweis: Die in Abbildung 10, 11 und 12 eingezeichneten Dreiecke sind Wärmekeile, die in Abschnitt 2.4.3 näher erklärt werden.

Beim Festhalten mit einer Spannschraube ist allerdings darauf zu achten, dass der Träger nicht aktiv niedergespannt wird, da in der erwärmten (plastischen) Zone Knicke auftreten können, die unter Umständen nicht mehr behoben werden können [5].

Eine Möglichkeit zur Behinderung der Wärmedehnung bei der Behebung des Schweißverzugs am Ober- und Untergurt eines geschweißten Kastenträgers ist beispielsweise der Einsatz einer gegenläufigen Druckschraube. Dabei wird die Druckschraube am äußeren Ende zwischen Ober- und Untergurt eingespannt [5].

Um die Wärmedehnung von Blechen beim Richten zu behindern, werden diese zum Beispiel zwischen zwei Stahlträger gespannt. Hierbei werden die Bleche während der Erwärmung flächig zusammengedrückt und der Richterfolg ist schneller erreicht [5].

Wenn allerdings Bauteile aus Werkstoffen gerichtet werden müssen, die nur einen geringen Temperaturbereich zulassen und somit lediglich eine geringe Schrumpfkraft erreicht werden kann, ist ein Vor- oder Durchbiegen von zu richtenden Trägern, Profilen oder Blechen erforderlich, um den gewünschten Richterfolg erzielen zu können [5].

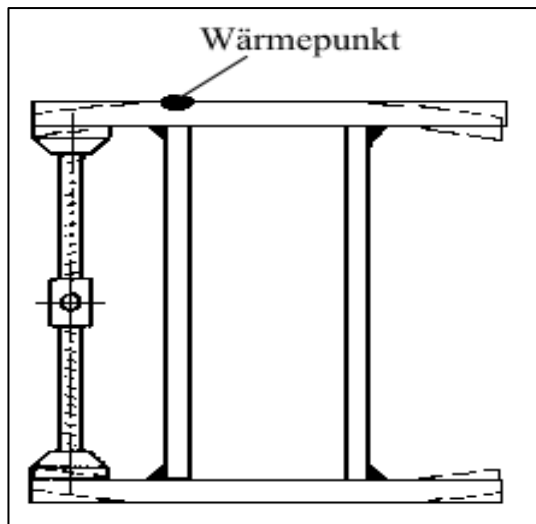


Abbildung 13: Behinderung der Wärmedehnung durch eine gegenläufige Druckschraube [5]

2.4.2 Grundarten der Erwärmung

Thermisches Richten beseitigt Formabweichungen in einem Bauteil durch Wärmeeinbringung. Dies kann entweder durch autogene (Abbildung 14) oder induktive (Abbildung 15) Erwärmung erfolgen.



Abbildung 14: Beispiel für das Erwärmen mit dem Gasbrenner [11]



Abbildung 15: Beispiel für das Erwärmen durch Induktion [11]

Die Erwärmung des Werkstücks mit der offenen Flamme mittels eines Gasbrenners gehört zum Bereich der Autogentechnik. Dieses Verfahren wird auch als Flammrichten bezeichnet.

In DIN 8522: 2009-12 wird das Flammrichten als örtliches Erwärmen des Werkstücks zu dessen gezielter Formänderung definiert, wobei beim Flammrichten infolge behinderter Wärmedehnung eine bleibende Stauchung eintritt. Beim Abkühlen entstehen Kräfte, die zur Formänderung führen [6].

Die Anwärmzeiten mit dem Gasbrenner sind beim Flammrichten im Vergleich zur Wärmebehandlung von Stählen (Stunden) und zur Warmumformung (Minuten) nur sehr kurz (Sekunden). Dabei kann allerdings die Anwärmzeit je nach Wärmefigur (siehe Abschnitt 2.4.3) und Werkstückdicke variieren. Durch die kurzen Anwärmzeiten wird durch die im Vergleich zur Wärmeeinbringung langsame Wärmeausbreitung im Werkstück die Wärmedehnung des erwärmten Bereichs durch die kalte Umgebung behindert und so das Aufstauchen der Richt-

stelle begünstigt. Die kurze Anwärmzeit beim Flammrichten hat ebenfalls den Zweck Gefügeänderungen zu vermeiden, da die Temperatur im Werkstück nicht zu hoch wird [4].

Die induktive Erwärmung hat das gleiche Ziel wie das Flammrichten, nur die Art der Erwärmung ist eine andere. Sie beruht auf dem Prinzip der elektromagnetischen Induktion. Hierbei wird ein elektrisches Feld erzeugt, das durch die zeitliche Änderung der magnetischen Flussdichte entsteht. Diese Veränderung kann entweder durch die Bewegung eines Leiters im Magnetfeld erfolgen, was Bewegungsinduktion genannt wird, oder durch die direkte Änderung der magnetischen Flussdichte, was in der Regel durch das Anlegen einer Wechselspannung erfolgt. Letztere Variante ist für die Erwärmung von elektrisch leitenden ferromagnetischen Werkstoffen am geeignetsten. Durch das elektrische Feld entstehen Wirbelströme und Ummagnetisierungsvorgänge, die schließlich zu der gewünschten Erwärmung des Werkstoffs führen [12].

Grundsätzlich sind die Ergebnisse beim Flammrichten und beim induktiven Richten ähnlich. Es liegen jedoch wärmetechnische Vorteile beim Induktionsrichten, da hierbei eine konzentriertere Wärmeeinbringung erfolgt, was im Gegensatz zum Flammrichten zu einer geringeren Erwärmung der umliegenden Bereiche führt [12].

Das Flammrichten hat hingegen Vorteile in der besseren Flexibilität, da der Gasbrenner leichter und handlicher ist als der Induktor; bei der Verwendung eines Induktors muss unter Umständen ein ganzer Kabeltross mitgeführt werden. Außerdem sind beim Flammrichten die Auftragszeiten kürzer und die Veränderung der Werkstoffeigenschaften im Auftragsbereich dadurch geringer. Zudem sind Flammrichtvorgänge z.B. in Ecken und an dünnen Kanten besser durch die Flamme als mit einem Induktor durchzuführen [12].

Jeder Werkstoff hat einen eigenen individuellen Temperaturbereich zum thermischen Richten. Die für das thermische Richten erforderliche Temperatur ist demnach für jeden Werkstoff verschieden. Die untere Grenze liegt grundsätzlich bei der Erweichungstemperatur des jeweiligen Werkstoffs. Dabei muss allerdings ein für das Stauchen ausreichender Stauchdruck entwickelt werden und gleichzeitig der Werkstoff so weit erweicht werden, dass ein Aufstauchen möglich ist. Grundsätzlich liegt diese Temperatur bei jedem Werkstoff ungefähr bei 40 bis 60% unterhalb der Schmelztemperatur [4].

Die obere Temperaturgrenze für das thermische Richten liegt so hoch, dass trotz Erreichen dieser Grenze die Gefügeumwandlungstemperatur immer noch weit unterschritten wird. Die obere Temperaturgrenze eines Werkstoffs beim thermischen Richten sollte daher nicht überschritten werden [4].

Grundsätzlich werden Richtstellen, die schon einmal erwärmt wurden, kein zweites Mal erwärmt. Wenn jedoch einmaliges Richten nicht ausreicht und durch ein weiteres Richten nachgebessert werden muss, ist die Lage der Richtstellen mit ausreichend großem Abstand voneinander so zu wählen, dass eventuell Platz für weiteres Richten bleibt um das gewünschte Resultat zu erzielen [4].

Des Weiteren ist die Lage der Richtstelle zu beachten. Symmetrisch (mittig) gelegene Richtstellen wirken gleichermaßen auf beiden Seiten der Symmetrieachse. Dabei muss jedoch der gesamte Querschnitt durchgewärmt werden. Dies hat zur Folge, dass das Bauteil gleichmäßig in seiner Länge gekürzt wird (Abbildung 5). Da allerdings die Richtwirkung des thermischen Richtens die Verkürzung ist, kann eine zu große Richtwirkung nicht korrigiert werden, da dazu ein Verlängern nötig wäre. Daher ist es ratsam beim thermischen Richten eher zu wenig zu verkürzen und gegebenenfalls durch einen weiteren Arbeitsschritt die gewünschte Form zu erreichen, als direkt im ersten Schritt die Verkürzung zu überziehen [4].

Unsymmetrisch (außermittig) gelegene Richtstellen haben den Effekt, dass sie das zu richtende Bauteil krümmen oder verdrehen [4].

Im folgenden Abschnitt wird beschrieben wie und in welcher Form die Richtstellen erwärmt werden.

2.4.3 Wärmefiguren

Beim thermischen Richten wird mit Schrumpfkraften gearbeitet, die beim Abkühlvorgang nach dem Erwärmen auf Richttemperatur auftreten und das Bauteil in die gewünschte Form bringen. Die Art und Weise wie die Wärme in das Bauteil eingebracht wird ist unterschiedlich und wird in sogenannten Wärmefiguren realisiert [4].

Unter Wärmefiguren versteht man die Form der auf Richttemperatur erwärmten Fläche an der Richtstelle des Werkstücks. Übliche Wärmefiguren sind zum Beispiel:

- a) Wärmepunkte,
- b) Wärmeovale,
- c) Wärmestriche und
- d) Wärmekeile.

Dabei können sie einzeln, mehrfach, in leichter Abwandlung oder in verschiedenen Kombinationen zur Anwendung kommen [4].

a) Wärmepunkte

Der Wärmepunkt hat von allen Wärmefiguren die kleinste Wärmeeinwirkung und somit auch die kürzeste Anwärmezeit. Er wird daher bevorzugt bei temperaturempfindlichen Werkstoffen, wie beispielsweise hochfesten Feinkornbaustählen oder Chrom-Nickel-Stählen verwendet. Da die Schrumpfwirkung eines Wärmepunktes in alle Quer- und Längsrichtungen gleich groß ist, wie es in Abbildung 16 dargestellt ist, eignet er sich besonders gut für das Richten von Flächen, zum Beispiel bei Beulen in einem dünnen Blech (Abbildung 17) [4].

Durch Änderung der Größe des Durchmessers kann die Schrumpfkraft und somit die Richtwirkung variiert werden, wobei ein großer Durchmesser einer großen Schrumpfkraft entspricht und umgekehrt [4].

Wenn einzelne Wärmepunkte jedoch nicht ausreichen, um die gewünschte Wirkung zu erzielen, wird statt eines einzelnen Punktes ein kleines Wärmepunktfeld gesetzt, das oft in Form von drei Punkten in Dreieckform aufgetragen wird (Abbildung 18) [4].

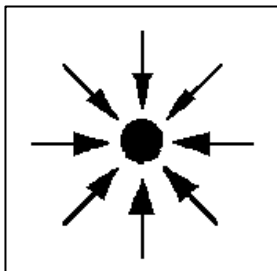


Abbildung 16: Wärmepunkt [4]

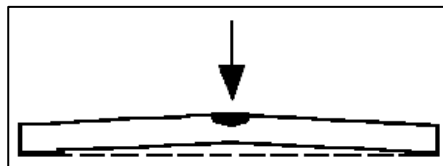


Abbildung 17: Behebung einer Beule in einem Blech mittels eines Wärmepunktes [4]

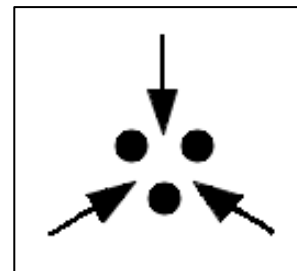


Abbildung 18: Wärmepunktfeld [4]

Alternativ kann, wenn dies möglich und erforderlich ist, ein Wärmepunktfeld mit Hilfe von Lochplatten aufgetragen werden. Dabei ist die Lage und Größe der Punkte allerdings durch die Ausbildung der jeweiligen Platte festgelegt (Abbildung 19) [4].

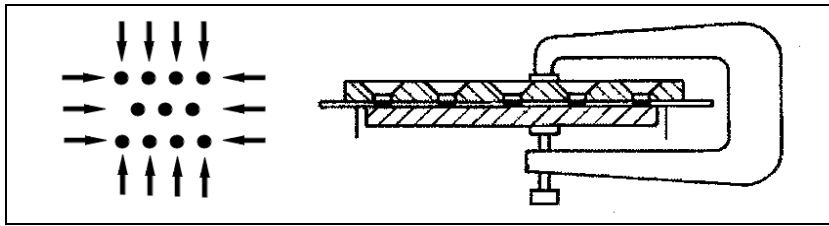


Abbildung 19: Wärmepunktfeld mit einer Lochplatte [4]

Die bevorzugte Anwendung für den Wärmepunkt sind Bleche jeder Art, z.B. an Türen, Behältern und Fahrzeugverkleidungen. Bei dem Vorgang setzt man auf der Spitze der Beule den Wärmepunkt, der außerdem direkt nach dem Erwärmen mit dem Hammer geschlichtet werden könnte. Generell wird von den Rändern in Richtung Blechmitte gerichtet [13].

b) Wärmeovale

Das Wärmeoval ist eine Abwandlung des Wärmepunkts. Die Größe der Querschrumpfung kann hiermit bei Beibehaltung der Längsschrumpfung durch die Änderung der Ovalbreite gesteuert werden (Abbildung 20). Wärmeovale finden überwiegend bei Rohren Anwendung, die einen angeschweißten Stutzen haben (Abbildung 21) [4].

Dort wird die gegenüberliegende Seite erwärmt, um den Verzug zu beheben. Im Schiffsbau werden Wärmeovale in großen Dimensionen an Schiffsrümpfen verwendet, um dort die großen Rumpfbleche in gewünschte Form hohlziehen zu können [4].

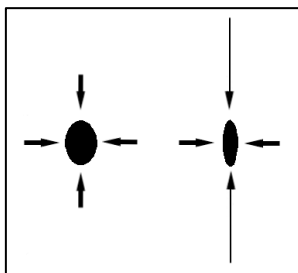


Abbildung 20: Wärmeoval [4]

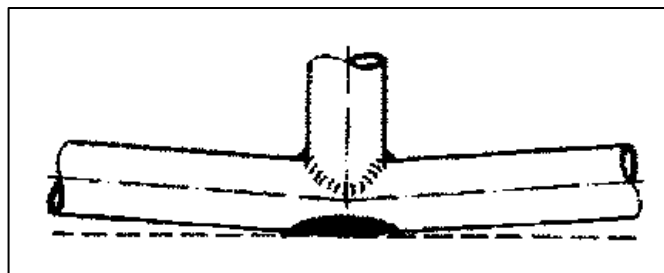


Abbildung 21: Anwendung eines Wärmeovals [4]

c) Wärmestriche

Wärmestriche erzeugen eine Längsschrumpfung, die umso größer ist je länger der Wärmestrich ausgeführt wird. So kann beispielsweise bei einem Träger eine Krümmung in Längsrichtung behoben werden (Abbildung 22) [4].

Da hierbei oft mit einem auf der Symmetrieebene aufgetragenen und durchgehenden Wärmestrich gearbeitet wird, erfordert dieses Vorgehen viel Erfahrung, da bereits erwärmte Bereiche kein zweites Mal gerichtet werden sollten und somit eine Korrektur bei fehlerhafter Vorgehensweise nicht durchgeführt werden kann [4].

Wenn der Träger jedoch keine Krümmung in Längsrichtung, sondern nur einen Verzug in Querrichtung aufgrund der Schweißnahtschrumpfung haben sollte, kann ebenfalls mit einem auf der Symmetrielinie gelegenen, durchgehenden Wärmestrich gearbeitet werden, um so den Winkelverzug durch die gegenüberliegende Schweißnaht zu beheben (Abbildung 23).

Hierbei muss allerdings sichergestellt werden, dass der Träger gegen die gleichzeitig auftretende Längsschrumpfung steif genug ist, da sonst die gewünschte Richtwirkung durch die Krümmung in Längsrichtung hinfällig wird [4].

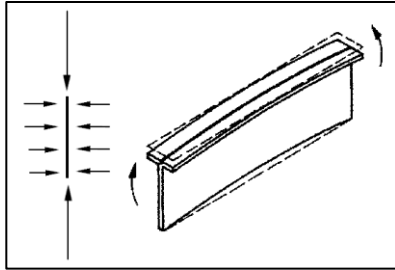


Abbildung 22: Wärmestrich [4]

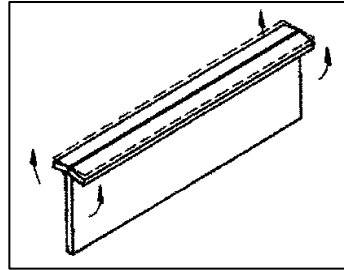


Abbildung 23: Querschrumpfung beheben mittels eines Wärmestrichs [4]

Alternativ zu einem durchgehenden Wärmestrich kann durch Unterbrechungen des Wärmestrichs eine Wärmepunktstraße erzeugt werden. Sie ist in ihrer Wirkung in Längsrichtung schwächer als der durchgehende Wärmestrich. Dieses Vorgehen ist einfacher und vor allem sicherer in der Anwendung, da hierbei durch die individuell anpassbaren Abstände zwischen den einzelnen Punkten die Richtwirkung gezielter erreicht werden kann. Außerdem können dadurch auch die einzelnen Punkte in ihrem Durchmesser variiert werden und so eine unterschiedlich große Längskrümmung erreicht werden (Abbildung 24) [4].

Aber auch der in Abbildung 23 gezeigte Winkelverzug kann bei weniger steifen Bauteilen mit Hilfe einer Wärmepunktstraße statt mit einem Wärmestrich behoben werden, ohne Gefahr zu laufen, eine Krümmung in Längsrichtung zu erwirken (Abbildung 25) [4].

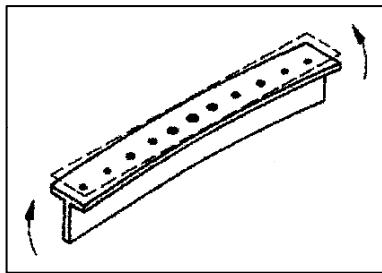


Abbildung 24: Wärmepunktstraße [4]

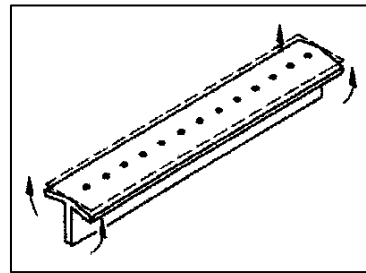


Abbildung 25: Querschrumpfung mittels einer Wärmepunktstraße [4]

Neben einzelnen Wärmestrichen gibt es auch die Möglichkeit mehrere parallele Wärmestriche, sogenannte Dreistrich- oder Fünfstrich-Wärmestraßen, zu erzeugen. Sie werden mit speziellen Mehrfachdüsen gleichzeitig aufgetragen [4].

Dadurch, dass sie auf einer größeren Fläche entstehen, wirken sie stärker sowohl in Längs- als auch in Querrichtung. Dabei muss beachtet werden, dass sie so aufgetragen werden, dass genügend Abstand zwischen den jeweiligen Wärmeeinflusszonen vorhanden ist und so ein Ineinanderfließen vermieden wird (Abbildung 26) [4].

Dieses Vorgehen hat das Ziel, dass die Aufstauchung in Querrichtung durch die, zwischen den Strichen kalten Bereiche, vergrößert wird und die Querschrumpfung stärker ausfällt.

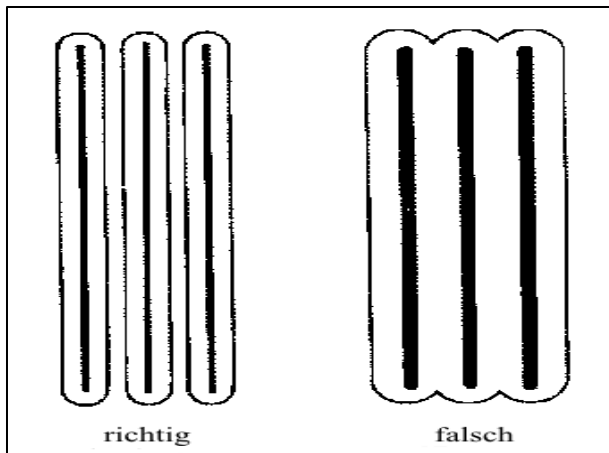


Abbildung 26: Auftrag einer Dreistrich-Wärmestraße [4]

d) Wärmekeile

Der Wärmekeil wird in erster Linie zum Beheben von Krümmungen verwendet. Er hat den Effekt, dass sich die Richtwirkung von der Spitze zum Scheitel von Null bis zum Maximum steigert. Somit wirkt die Keilspitze als Drehpunkt und hat damit Vorteile gegenüber dem einzeln aufgetragenen Wärmestrich, da hierbei eine unerwünschte Krümmung in Querrichtung vermieden werden kann (Abbildung 27) [4].

Der Wärmekeil ist die Wärmefigur mit der stärksten örtlich erzielbaren Richtwirkung. Er lässt sich je nach Lage der Richtstelle individuell anpassen. Aufgrund der großen Wärmeeinbringung sollte ein Wärmekeil allerdings nicht bei wärmeempfindlichen Werkstoffen angewandt werden [4].

In der Regel wird der Keil bis zur Symmetrielinie des zu richtenden Bauteils durchgewärmt, damit die kalte Gegenseite die Wärmedehnung verhindert und somit die gewünschte Stauchung erreicht werden kann. Auch bei Wärmekeilen gilt, dass besser viele kleine Keile, als ein großer Keil angewandt werden sollten, um ein Überziehen der Richtwirkung zu vermeiden. Aufgrund der unterschiedlichen Wirkungsweisen der verschiedenen Wärmefiguren kommen sie oftmals auch kombiniert zur Anwendung [4].

In Abbildung 28 wird gezeigt, wie ein Ständer zuerst grob mit einem großen Wärmekeil vorgerichtet wird, um dann im Anschluss die noch verbleibende Krümmung durch feine Wärmestriche nachzurichten, um so gezielt die ungewünschte Verformung zu beheben [4].

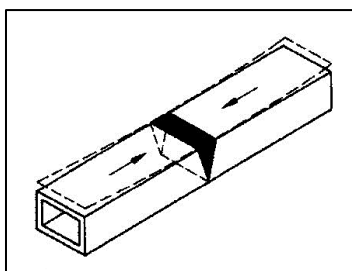


Abbildung 27: Wärmekeil [4]

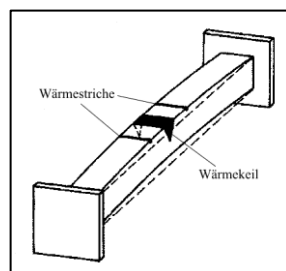


Abbildung 28: Kombinierte Anwendung von Wärmefiguren [4]

Für ein effektives Richten ist es sinnvoll der Richtstelle nur so viel Wärme zuzuführen, wie beim Erwärmen des Werkstoffs durch die kalte Umgebung (abhängig von der Wärmeleitfähigkeit und Festigkeit) oder durch Behinderung der Wärmeausdehnung (durch geeignete Maßnahmen) in Aufstauchung umgewandelt werden kann [4, 5].

Bei der Auswahl der geeigneten Wärmefigur muss dies beachtet werden. Große Wärmefiguren (hohe Wärmeeinbringung) eignen sich daher nicht zum Richten dünner Bleche, sowie kleine Wärmepunkte in der Regel keine bzw. nur eine geringe Richtwirkung bei sehr großen Bauwerken haben [4, 5].

Je nach Werkstoff dürfen nur kleine Wärmefiguren eingebracht werden, da sie teilweise eine sehr empfindliche Oberfläche haben, z.B. Titanwerkstoffe, oder weil sie sonst ihre gewünschten mechanischen Eigenschaften verlieren, beispielsweise hochfeste Feinkornbaustähle. In solchen Fällen muss entweder mit vielen kleinen Wärmefiguren gearbeitet werden oder es müssen Maßnahmen zur Behinderung der Wärmedehnung (siehe Abschnitt 2.4.1) eingesetzt werden, um so ein Stauchen der Richtstelle trotz Wärmeeinbringung zu vermeiden und somit den gewünschten Richterfolg erzielen zu können [5].

Kleine Wärmefiguren können auch bei neuen Werkstoffen bzw. bei solchen, bei denen die Erfahrung in Verbindung mit dem Flammrichten fehlt, angewandt werden. Hierbei kann, nach Erprobung mit kleinen Wärmepunkten, die Richtwirkung mit größeren und wirksameren Wärmefiguren gesteigert werden, sobald man sehen kann wie sich der Werkstoff beim Flammrichten verhält [4, 5].

Grundsätzlich sollte ein Überziehen der Richtwirkung vermieden werden. Das erneute Ausgleichen des zu stark gerichteten Bauteils kann zwar unter Umständen mit dem gleichen Prinzip wieder ausgeglichen werden, ist allerdings durch den zusätzlichen Aufwand sehr zeitintensiv [4].

Wichtig beim Einbringen der Wärmefigur ist die richtige Brennerführung und Flammeneinstellung, die im folgenden Abschnitt näher erklärt werden.

2.4.4 Brenner- und Gastechnologie

Die Wärmeeinbringung muss beim Flammrichten schnell erfolgen, damit die kalte Umgebung die Stauchung der Richtstelle begünstigt. Brennergröße und -einstellungen sind von dem jeweiligen Werkstoff abhängig, der gerichtet werden soll. Dabei müssen Wärmeausdehnung, Wärmeleitfähigkeit und die spezifische Wärme berücksichtigt werden [4, 44].

Eine eng begrenzte Wärmekonzentration benötigt ein leistungsfähiges Brenngas. Aufgrund der hohen Flammentemperatur und Flammenleistung wird zum Flammrichten häufig Acetylen verwendet [44].

Als Brenngase können ebenfalls Propan und Erdgas eingesetzt werden. Die Acetylen-Sauerstoff-Flamme ist wie in Abbildung 29 gezeigt mit ca. 3150°C die mit Abstand heißeste Flamme und bietet durch die große Wärmeeinbringung den größten Wärmestau. Zudem lässt sie sich als einzige Flamme der Brenngas-Sauerstoff-Gemische sehr gut und individuell einstellen und somit an alle Werkstoffen anpassen [4, 54].

Hierbei gibt es verschiedene Einstellmöglichkeiten: Sauerstoff-Überschuss, eine neutrale Flamme oder Acetylen-Überschuss [4].

Arbeitet man mit Sauerstoff-Überschuss ergibt das eine harte Flamme und somit werden die Flammrichttemperatur und dementsprechend die Richtwirkung erhöht. Mit einer neutral eingestellten Flamme kann man bereits fertig behandelte Bauteile richten, da die Oberfläche dabei nicht verändert wird. Bei Acetylen-Überschuss erhält man eine weiche Flamme, die besonders bei Aluminiumwerkstoffen von Vorteil ist, da Aluminium ein relativ weicher Werkstoff mit einer niedrigen Schmelztemperatur ist [4].

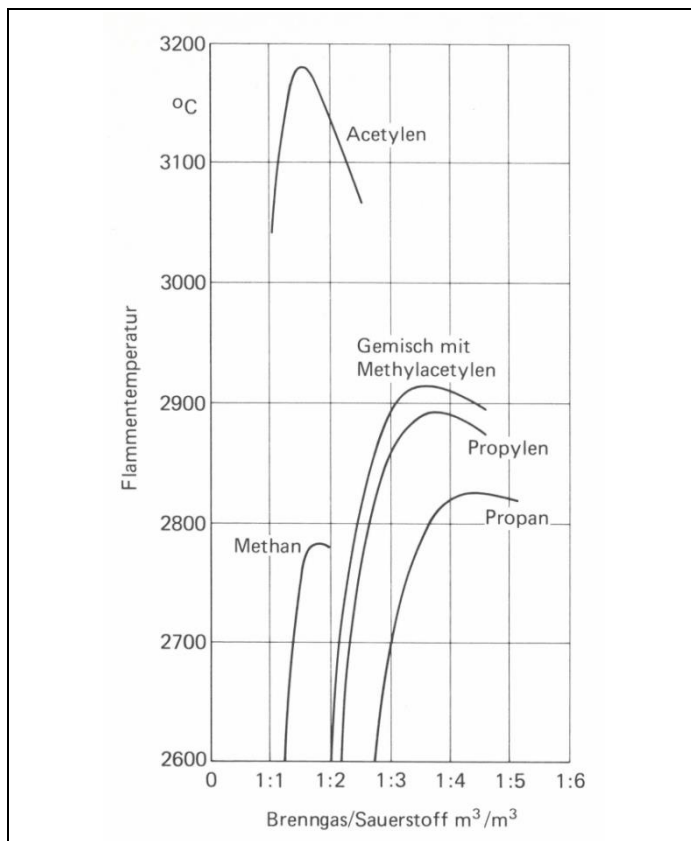


Abbildung 29: Vergleich verschiedener Brenngase [4]

Neben der richtigen Brenneinstellung ist auch die richtige Brennerführung von entscheidender Bedeutung. Dabei muss beachtet werden, dass die genaue Form und Größe der Wärmefigur eingehalten wird. Das ist besonders bei Werkstoffen wichtig, die keine Glühfarben aufweisen, wie beispielsweise Aluminium. Wird ein Werkstoff zu stark erhitzt, wird die Wärmeerbringung nicht effektiv in Stauchung umgewandelt und die Gefahr der Gefügeumwandlung besteht, wodurch der Werkstoff beispielsweise verspröden kann. Hilfreich kann beim Auftragen der Wärmefiguren die Nutzung einer Wärmeschablone oder ein Anzeichnen der jeweiligen Wärmefigur sein [4].

Bei kleinen Wärmepunkten wird der Brenner in der Regel schnell senkrecht zugeführt und wieder abgehoben, damit eine punktuelle Erwärmung der Richtstelle erfolgen kann. Bei größeren Wärmepunkten wird er kreisförmig vom Mittelpunkt nach außen geführt [4].

Bei Wärmestrichen wird der Brenner angesetzt und nach dem Erreichen der Richttemperatur am Anfang des Striches gleichmäßig fortbewegt. Wichtig hierbei ist, dass der Brenner nur in eine Richtung bewegt und nicht zurückgeführt wird. Sonst kann es passieren, dass die erneute Erwärmung die Schrumpfung der Richtstelle aufhebt und der Arbeitsgang damit hinfällig wird [4]. Abbildung 30 zeigt den Prozess des Flammrichtens an einem großen Stahlträger.



Abbildung 30: Flammrichten an einem Stahlträger [14]

2.4.5 Messung von Temperaturen und Arten der Temperaturmessung

Beim Flammrichten muss darauf geachtet werden, dass unerwünschte Veränderungen des Werkstoffs vermieden werden. Um dies sicherzustellen ist es wichtig, die Temperaturen des erwärmten Bereichs zu überwachen. Bei einer übermäßigen Erwärmung des Werkstoffs kann sich das Werkstoffgefüge ändern und somit einen negativen Einfluss auf die Festigkeit des Bauteils haben.

Im Folgenden werden unterschiedliche Arten der Temperaturmessung beim Flammrichten vorgestellt.

2.4.5.1 Thermoelemente

Die Grundlage für eine Spannungsmessung mit Thermoelementen ist die Thermoelektrizität. Hierbei wird Wärme in elektrischen Strom umgewandelt [15]. Die dabei auftretenden thermoelektrischen Effekte sind die Folge einer Eigenschaft, die jedes Metall aufweist. Metalle haben frei bewegliche Elektronen, die sich in einer Art Elektronengas um den Atomkern bewegen. Der Druck des Elektronengases ändert sich proportional mit der Temperatur. Wird ein Leiterkreis aus zwei verschiedenen Metallen aufgebaut, wie in Abbildung 31 dargestellt ist, entsteht eine messbare Thermospannung, wenn die beiden Kontaktstellen eine Temperaturdifferenz aufweisen. Der Spannungswert hängt dabei von den Leitermaterialien und der Temperaturdifferenz der Kontaktstellen ab. Um die exakte Temperatur bestimmen zu können muss die Vergleichstemperatur bekannt sein und konstant gehalten werden [16].

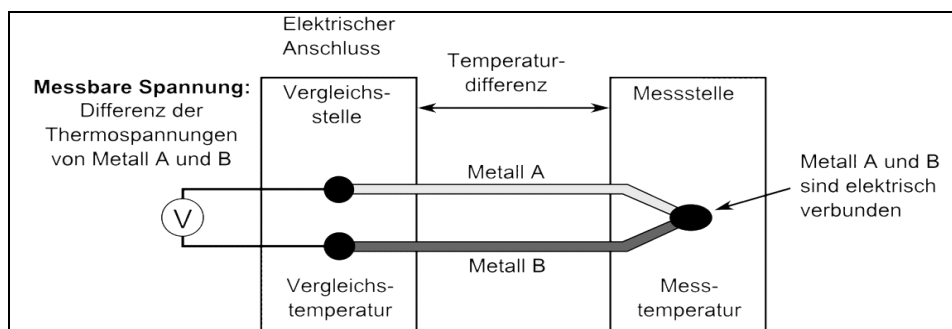


Abbildung 31: Schematische Messschaltung mit einem Thermoelement [17]

Der Grund dafür, dass sich durch eine Temperaturdifferenz zweier unterschiedlicher Metalle eine Thermospannung ergibt, ist der Seebeck-Effekt. Er besagt, dass in einem Metallring aus zwei unterschiedlichen Metallen ein magnetisches Feld entsteht, wenn die beiden Kontaktstellen auf unterschiedliche Temperaturen gebracht werden [13]. Aus der Tatsache, dass durch die in einen Kreislauf geschalteten Metalle ein Magnetfeld entsteht kann man ableiten, dass Strom fließt. Ähnlich wie bei einer Spule entsteht hier das Magnetfeld durch die im Kreis angeordneten Metalldrähte. Abbildung 32 verdeutlicht den Stromfluss innerhalb eines solchen Metallrings [15].

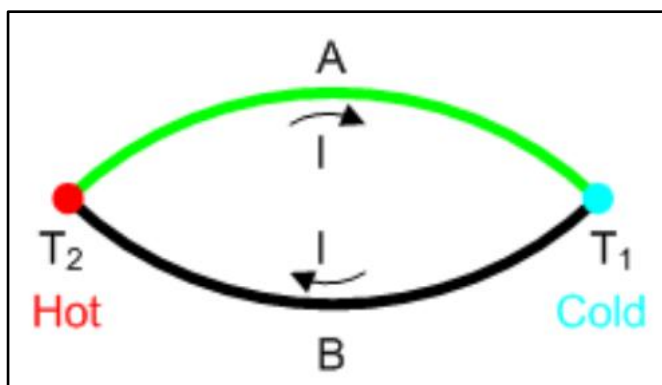


Abbildung 32: Seebeck-Effekt [15]

In der Praxis werden Thermoelemente durch Bohrungen unterhalb der Werkstückoberfläche angebracht. Temperaturmessungen knapp unterhalb der Werkstückoberfläche sind mit Thermoelementpaaren allerdings nicht möglich, da die entstehende Schmelzperle einen Durchmesser von mehreren Millimetern haben kann. Daher kommen in solchen Fällen nur einschenklige Thermoelemente in Frage. Bei einschenkligen Thermoelementen wird ein Schenkel durch das Werkstück gebildet [16].

Um für verschiedene Thermoelemente einen Zusammenhang zwischen der gemessenen Spannung und der Temperatur herstellen zu können, bedarf es einer Kalibrierkurve. Dazu wird im Ofen eine definierte Temperatur eingestellt und die Probe so lange im Ofen belassen, bis eine vollständige Temperaturangleichung der Probe an die eingestellte Ofentemperatur erfolgt ist. Der abgelesene Spannungswert wird in ein Diagramm in Abhängigkeit von der Temperatur aufgetragen [16].

2.4.5.2 Thermofarben

Thermofarben haben die Eigenschaft, dass sie bei einer Temperaturänderung ihre Farbe ändern. Sie reagieren sowohl auf die Umgebungstemperatur als auch auf Körperwärme, Sonnenwärme oder auch auf die Prozesswärme beispielsweise beim Walzen. Exakte Temperaturen können dadurch jedoch nicht ermittelt werden, da den verschiedenen Farben nur Temperaturbereichen zugeordnet werden können. Thermofarben werden mittels Thermostiften auf die Oberfläche aufgetragen, deren Temperatur ermittelt werden soll [16].

Bei der Verwendung von Thermofarben zur Temperaturmessung ist zu beachten, dass eine Markierung durch einen Thermostift in keinem Fall mit der Flamme getroffen werden darf, da sich sonst für die Thermofarbe zu hohe Temperaturen ergeben würden und eine Temperaturmessung so nicht erfolgen kann [16].

Eine Möglichkeit der Temperaturmessung beim Flammrichten mittels Thermofarben wäre demnach nur möglich, wenn zuerst flammgerichtet und im Anschluss die Thermofarbe aufgetragen wird. Bei diesem Vorgehen ergeben sich jedoch zu geringe Spitzentemperaturen, da sich zum Zeitpunkt der Temperaturmessung der zu messende Bereich durch die hohe Kühlwirkung des umliegenden kalten Werkstücks aufgrund der Wärmeleitung wieder abgekühlt hat. Das hat zur Folge, dass die exakte Oberflächentemperatur auf der Seite der Flammspur mittels Thermofarben nicht bestimmt werden kann [16].

2.4.5.3 Infrarot-Thermografie

Die Infrarot-Thermografie ist eine Möglichkeit die Temperatur eines Objektes oder eines Bauteils kontaktlos zu erfassen und optisch darzustellen. Dabei macht sich die IR-Thermografie die Eigenschaft zu nutzen, dass alle Körper bei einer Temperatur oberhalb des absoluten Nullpunkts (0 K bzw. $-273,15^{\circ}\text{C}$) elektromagnetische Strahlung aussenden. Dabei erhöht sich die Intensität dieser elektromagnetischen Strahlung mit steigender Temperatur. Mittels einer Infrarot-Kamera, die elektromagnetische Strahlung detektiert, können die unterschiedlichen Intensitäten mit einer speziellen Software als Falschfarb-Darstellung, auch Wärmebild genannt, abgebildet und dadurch die Temperaturen sichtbar gemacht werden [18].

Abbildung 33 zeigt beispielhaft das Wärmebild einer eingeschalteten Sitzheizung in einem Fahrzeug. Anhand der abgebildeten Skala rechts im Bild ist zu erkennen, dass die Darstellung der Temperaturen in $^{\circ}\text{C}$ von blau für die kalten Bereiche über grün, gelb, rot bis zu violett für die warmen bzw. heißen Bereiche erfolgt [19].

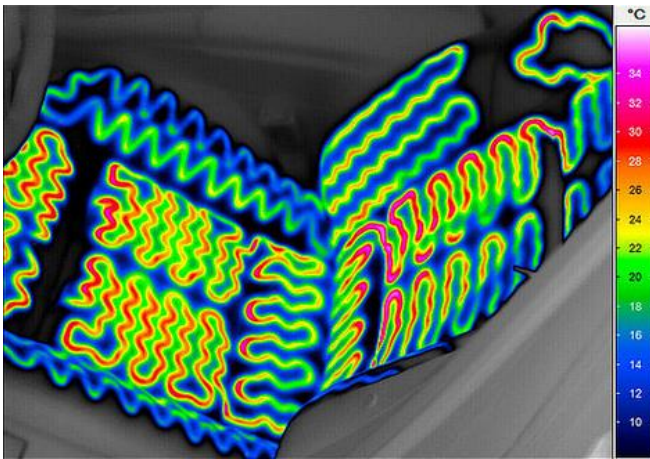


Abbildung 33: Wärmebild einer eingeschalteten Sitzheizung [19]

Die Voraussetzung für eine akkurate Messung mittels Infrarot-Thermografie ist die genaue Bestimmung des Emissionsfaktors des zu messenden Objekts. Außerdem muss die ausgestrahlte Energiemenge des Messobjekts ausreichend sein, damit sie vom Detektor erfasst werden kann [20].

Die Infrarot-Thermografie kann jedoch nicht nur zur Temperaturmessung eingesetzt werden, sondern auch zur zerstörungsfreien Prüfung von Bauteilen. Mit ihrer Hilfe lassen sich vorübergehende Wärmeflussvorgänge sehr präzise erfassen. Im Rahmen der zerstörungsfreien Prüfung mittels aktiver Thermografie wird das zu prüfende Bauteil durch eingeleitete Energie angeregt. Der Energiefluss durch das Bauteil wird durch Fehler gestört, die sich in lokalen Temperaturunterschieden an der Bauteiloberfläche äußern [20].

Grundsätzlich kann man die Infrarotthermografie in aktive und passive Thermografie unterteilen.

Passive Thermografie ist die Vorgehensweise, bei der die Oberflächentemperatur nicht aktiv verändert wird. Im Allgemeinen sind Körper so gut wie nie mit ihrer realen Umgebung im Temperaturgleichgewicht. Hinzu kommt, dass besonders Objekte im Außenbereich durch Sonneneinstrahlung oder Wind ihre Temperatur stetig verändern. Dadurch kommt es zu einem ständigen Wärmeaustausch, um diese Temperaturdifferenzen auszugleichen. Dies gilt es zu beachten, da durch diese häufig auftretenden Temperaturungleichgewichte Messungenauigkeiten hervorgerufen werden können [18].

Bei der aktiven Thermografie hingegen wird das zu untersuchende Objekt aktiv in seiner Temperatur verändert. Dies kann durch Abkühlung oder Aufheizen erfolgen. Das führt zu einer Änderung der Oberflächentemperatur des Untersuchungsobjekts. Eine ungleichmäßige Temperaturänderung der Oberfläche deutet auf Inhomogenität der Temperaturbereiche auf der Objektoberfläche hin [18].

Zusätzlich kann die Infrarot-Thermografie auch zur Überwachung von Temperaturen von Bauteilen, die bearbeitet werden, angewandt werden, wie beispielsweise beim thermischen Richten. Hier ist eine genaue Einhaltung der maximal zulässigen Richttemperatur wichtig, da es sonst bei übermäßig hoher Erwärmung zur Schädigung des zu richtenden Bauteils oder Bauwerks kommen kann.

Um jedoch die korrekte Temperatur bestimmen zu können, ist eine genaue Ermittlung des Emissionsfaktors notwendig. Grundsätzlich hat jedes Material seinen eigenen Emissionsfaktor. Da jedoch nicht nur das Material Auswirkungen auf den Emissionsfaktor hat, sondern auch die Oberflächenbeschaffenheit und die Temperatur, können die den Materialien zugeordneten Emissionsfaktoren nicht immer ohne Einschränkung herangezogen werden. Um den exakten Emissionsgrad zu ermitteln gibt es unterschiedliche Herangehensweisen.

a) Bestimmung des Emissionsgrades durch Messen einer Referenztemperatur

Mit einem zusätzlichen Messgerät wird an einer Stelle der Messoberfläche die Temperatur exakt bestimmt. Gleichzeitig wird die gleiche Stelle mit dem Detektor gemessen. Anhand der ermittelten Referenztemperatur lässt sich der Emissionsgrad im Detektor einstellen und anhand dessen alle anderen Temperaturen im Messbereich bestimmen [18].

b) Bestimmung des Emissionsgrades durch Messung an einer Referenzfläche

Eine andere Möglichkeit ist die Nutzung einer Referenzfläche mit bekanntem Emissionsgrad. Hierzu wird beispielsweise ein Loch in das Messobjekt gebohrt, welches einen schwarzen Strahler simulieren soll. Ein schwarzer Strahler absorbiert für alle Wellenlängen und Temperaturen die gesamte auftreffende Strahlung. Das bedeutet, dass keinerlei Verluste vorhanden sind, weder durch Transmission noch durch Reflexion. So kann gemeinsam mit dem Emissionsgrad des schwarzen Strahlers ($\varepsilon = 1$) und der gemessenen Oberflächentemperatur der Emissionsfaktor des Objekts bestimmt werden. Um einen schwarzen Strahler durch die Bohrung eines Lochs simulieren zu können muss darauf geachtet werden, dass das Verhältnis der Lochtiefe zum Durchmesser > 4 ist [20].

c) Bestimmung des Emissionsgrades durch Schwärzung der Messfläche

Wenn es nicht möglich ist ein Loch in das Messobjekt zu bohren, kann die Messfläche auch mit einem Lack oder einer Folie, dessen Emissionsgrad bekannt ist, behandelt werden. Diese Methode kann jedoch Auswirkungen auf das Messobjekt haben, was zu einer Änderung des Abstrahlverhaltens führen kann [21].

Die Infrarot-Thermografie hat viele Vorteile. Zum einen erfolgt die Temperaturmessung des Messobjekts kontaktlos, wodurch sich keinerlei Einfluss auf die gemessene Temperatur ergibt. So können sowohl große Flächen oder Linien als auch kleinste Strukturen gemessen werden. Des Weiteren eignet sich das Verfahren auch für die Messung von sich bewegenden oder rotierenden Teilen. Aufgrund der kurzen Ansprechzeiten der Detektoren sind auch dynamische Messungen möglich. Durch die Darstellung der gemessenen Temperaturverteilungen als Farbbild können unmittelbar Aussagen zu den Messungen getroffen werden [21].

Der Nachteil dieses Verfahrens besteht jedoch darin, dass nur Oberflächentemperaturen gemessen werden können. Über die Temperaturen in einem Werkstück lässt sich daher keine Aussage treffen. Außerdem müssen die gemessenen Oberflächen frei von Belägen sein, die eine Temperaturmessung verfälschen könnten. Bei der Messung an Stahloberflächen hat sich gezeigt, dass die bei der Erwärmung einsetzende Verzunderung der Oberfläche zu Verfälschung der Messergebnisse führen kann [21].

2.5. Messung der Verformung - Photogrammetrie

Optische 3D-Messverfahren werden immer wichtiger für die industrielle Messtechnik. Hierzu werden immer wieder photogrammetrische Messverfahren eingesetzt [22].

Photogrammetrie ist die Vermessung von Objekten mit Hilfe von Licht. Die dabei verwendeten Daten können sowohl von fotografischen Aufzeichnungen als auch von Laserscannern kommen. Ihren Ursprung hat die Photogrammetrie bei der Erstellung von sogenannten Orthophotos. Das sind speziell entzerrte Bilder aus der Vogelperspektive, die zum Beispiel für Geoinformationssystemen genutzt werden [22].

Nach und nach hat sich die Photogrammetrie jedoch zunehmend bei der 3D-Rekonstruktion und Dokumentation von Objekten und Anlagen etabliert. Dabei spricht man auch von der Nahbereichsphotogrammetrie. Hierbei nimmt man vom zu vermessenden Objekt oder Bauteil sehr viele Fotos aus den unterschiedlichsten Perspektiven auf. Dabei ist darauf zu achten, dass man möglichst alle Details des Objekts oder Bauteils erfasst. Diese Fotos werden in eine spezielle Software geladen, die alle Aufnahmen nach markanten Merkmalen durch-

sucht, um im Anschluss anhand dieser Merkmale das Objekt bzw. das Bauteil als 3D-Modell darzustellen [22].

Photogrammetrie kann auch zur Deformationsanalyse verwendet werden. Hierbei können beispielsweise Fotoaufnahmen aus verschiedenen Perspektiven des verformten Bauteils gemacht werden, die dann mit Hilfe der Software ausgewertet und als 3D-Modell dargestellt werden [22].

Im Anschluss daran kann das 3D-Modell digital vermessen und mit den ursprünglichen Maßen aus den technischen Zeichnungen oder dem ursprünglichen 3D-Modell des Bauteils abgeglichen werden. Anhand der ermittelten Deformation durch den Vergleich der beiden Modelle kann erfasst werden, wie groß die Formabweichung ist und diese dementsprechend gezielt gerichtet werden [22].

2.6. Aktueller Stand der Vorschriften für das Flammrichten

Für das Fertigungsverfahren Flammrichten gibt es derzeit einige Vorschriften bzw. Vorgaben, die zu beachten sind. Normative Hinweise liefert in der europäischen Normung die DIN EN 1090-2: 2018-09. Im Kapitel 6, Abschnitt 6.5.3.1 dieser Norm wird für Stahlsorten im Festigkeitsbereich oberhalb vom S355 vorgegeben, dass für den Prozess Flammrichten ein dokumentiertes Verfahren zu entwickeln ist. Dieses Verfahren muss folgende Parameter beschreiben:

- maximale Strahltemperatur und zulässiges Abkühlverfahren;
- Methode der Wärmeeinbringung;
- eingesetzte Temperaturmessmethode;
- Benennung der zur Anwendung des Prozesses befugten Arbeitskräfte.

Das vorgenannte Verfahren muss aufgrund von Versuchsergebnissen aus Zug-, Kerbschlagbiege- und Härteprüfungen qualifiziert werden, wobei die Temperaturmessstellen und die Ausrichtung für die zu verwendenden Probekörper festgelegt werden.

In Abschnitt 6.5.3.2 der DIN EN 1090-2: 2018-09 gibt es zusätzliche Anforderungen für den Prozess des Flammrichtens an nichtrostende Stählen.

Für die Flammrichtbedingungen legt diese Norm fest, dass beim Flammrichten von ferritischen Stählen die Temperaturen zwischen 500°C bis 600°C mit einer maximalen Expositionsdauer von 4 min liegen sollen.

Die CEN/TR 10347: 2006-04 gibt für normalisierte und thermomechanisch erzeugte Baustähle bis zur Güte S460 bei „oberflächlicher Erwärmung“ eine maximale Flammrichttemperatur von 900°C vor. Bei „durchgehender Erwärmung“ sollte 700°C nicht überschritten werden. Bei längeren Haltezeiten wird die Temperatur bei diesen Werkstoffen auf 650°C begrenzt. Bei höheren Festigkeiten, also S500 bis S700, gilt bei oberflächlicher Erwärmung wiederum eine maximale Flammrichttemperatur von 900°C, bei durchgehender Erwärmung maximal 600°C und bei langanhaltender Erwärmung maximal 550°C. Bei vergüteten Stählen (QL) soll die maximale Temperatur 20 K unter der Vergütungstemperatur bleiben, jedoch nicht höher als 550°C sein. Dabei wird bei diesen Stählen eine kurzzeitige Austenitisierung akzeptiert.

Neben den internationalen und europäischen Normen gibt es in Deutschland als weitere Vorschrift das Stahl-Eisen-Werkstoffblatt SEW 088: 2017-10. In diesem SEW wird in Kapitel 6 der Prozess des Flammrichtens behandelt. In Abschnitt 6.1.2 des SEW 088 wird den Feinkornbaustählen attestiert, dass sie sich ohne Schwierigkeiten flammrichten lassen, jedoch wird die Temperatur auf 700°C begrenzt.

Es werden zwei Grenzfälle für das Flammrichten von Feinkornbaustählen unterschieden:

- Fall 1 betrachtet nur die Erwärmung eines oberflächennahen Bereiches des Bauteils. Das Wärmeeinbringen, bezogen auf die Erzeugnisdicke an der zu erwärmenden Stelle, ist klein. Der erwärmte Bereich kühlt schnell ab.
- Fall 2 behandelt die örtlich kurzzeitig durchgreifende Erwärmung des Bauteils. Das Wärmeeinbringen, bezogen auf die Erzeugnisdicke an der zu erwärmenden Stelle, ist groß. Der erwärmte Bereich kühlt langsamer ab als im ersten Fall.

Bei Temperaturen größer 700°C geht man davon aus, dass es eine partielle Austenitisierung des Stahls geben kann und bei einer schnellen Abkühlung Martensit entstehen könne, während sich bei einer vergleichweisen langsamen Abkühlung ein Zwischenstufengefüge ausbildet und es zu einer örtlichen Absenkung der Streckgrenze kommen könnte.

Zum Schluss wird vorgegeben, dass Flammrichttemperaturen von größer 950°C zu vermeiden sind.

Neben diesen Vorschriften gibt es für den Prozess des Flammrichtens noch eine Reihe von DVS Merkblätter. Hierzu zählen:

- DVS 2507: 07.1999 Richten und Schweißarbeiten an Stahl-Kraftradrahmen
- DVS 1614: 05.1998 Richten im Schienenfahrzeugbau
- DVS 2518: 09.2006 Schweißtechnische Kriterien beim Einsatz von Feinkornbaustählen im Nutzfahrzeugbau / -reparatur

In diesen DVS Merkblättern wird die maximale Flammrichttemperatur bei der Bearbeitung von Feinkornbaustählen auf 700°C begrenzt.

Im Juli 2007 wurde von der europäischen Kommission im Bereich „Research Fund for Coal and Steel“ die Studie „Optimisation and improvement oft the flame straightening process (Optistraight)“ erarbeitet und eine Richtlinie zum Flammrichten verschiedener Baustähle in verschiedenen Festigkeitsklassen veröffentlicht (siehe Abbildung 34) [1].

Diese Vorschrift geht über die bisher geltenden Maximaltemperaturen aus den o.g. Normen und Vorschriften hinaus. Die Beschreibung unter der Fußnote 1 in Abbildung 34 spricht von einer oberflächlichen Erwärmung mit einer geringen Wärmeeinbringung bezogen auf die Plattendicke. Durch den steilen Temperaturgradienten in Dickenrichtung ist die Abkühlung sehr schnell und soll im Bereich von Hochtemperaturschweißverfahren liegen. Die Spitzentemperatur bei vergüteten Stählen wird bei der oberflächlichen Erwärmung auf 800°C begrenzt, die aller anderen Baustähle auf maximal 900°C [1].

The following maximum applicable temperatures shall apply to steels acc. EN 10025:

Delivery Condition	Upper limit of applicable temperature ^{5) 6)}	
	Superficial heating ¹⁾	Full section heating ²⁾
As rolled (AR)	900 °C	700 °C
Normalised (N)		
Thermomechanically rolled (M) up to S460 ⁴⁾		
Quenched and tempered (Q) up to S690	800 °C ³⁾	30 °C below tempering temperature of the product
<p>1) In this case first case the plate is only superficially heated. The heat input related to the plate thickness is small. Due to the steep temperature gradients in the through thickness direction cooling is very fast. Cooling speed is in the range of high heat input welding (example: line heating).</p> <p>2) In this case the entire cross section of the plate is heated. The heat input related to the plate thickness is high. The heated area cools down slower than in the first case. The larger the heated area the slower the cooling. Air cooling represents the very extreme of such procedure (examples: wedge heating, triangular heating). In case the full section heating is elongated to longer holding times the maximum applicable temperatures should be reduced by 50 K for all steels except for Q-steels where no further reduction is necessary (see [3]).</p> <p>3) In the area of the plate or beam where the tempering temperature is exceeded a local reduction of the mechanical properties may occur. In consideration of the plate or beam as a whole this can be neglected, depending on the application. In cases where the local reduction cannot be neglected, the maximum temperature should be limited to 30 °C below tempering temperature of the product</p> <p>4) Thermomechanically rolled steels higher than S460 are not covered by EN 10025 and were not investigated in the project. In case of these steels (S500 to S690) acc. to [3] and [57] for superficial heating maximum temperatures up to 900° C and for full section heating maximum temperatures up to 600° C are applicable.</p> <p>5) Adequate measurement devices are given in chapter 2.2.1 of this guideline. Procedures for the measurement of the temperature are given in chapter 7 of this guideline. If the control of the maximum temperatures is not applicable or uncertainties exist about the correct temperature measurement procedure tests should be performed to ensure the original mechanical properties of the material.</p> <p>6) In case of uncertainty please ask the producer of the steel product.</p>		

Abbildung 34: Empfehlung der Flammrichttemperaturen aus dem Optistaight Projekt [1]

2.7 Feinkornbaustähle

2.7.1 Grundlagen

Die Vielzahl von Stählen, die heute auf dem Markt verfügbar sind, haben unterschiedlichste Eigenschaften hinsichtlich ihrer chemischen Zusammensetzung, Gefügeausbildung, Festigkeit, Zähigkeit, Umformbarkeit oder Schweißseignung. Abbildung 35 zeigt einen Überblick der verschiedenen Baustähle, bei denen die Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften im Vordergrund stehen und die daher die größte technische Bedeutung haben [24].

Da diese sich jedoch nicht unter einem einzigen Eigenschaftsbegriff zusammenfassen lassen, müssen sie unter Berücksichtigung verschiedener Wärmebehandlungszustände in verschiedene Stahlsorten, wie zum Beispiel in normalfeste Stähle, hochfeste Stähle und höchstfeste Stähle, unterteilt werden. Dabei soll Abbildung 35 keine historische Entwicklung der verschiedenen Stahlsorten darstellen, sondern lediglich grobe Zusammenhänge bzw. Unterschiede deutlich machen [24].

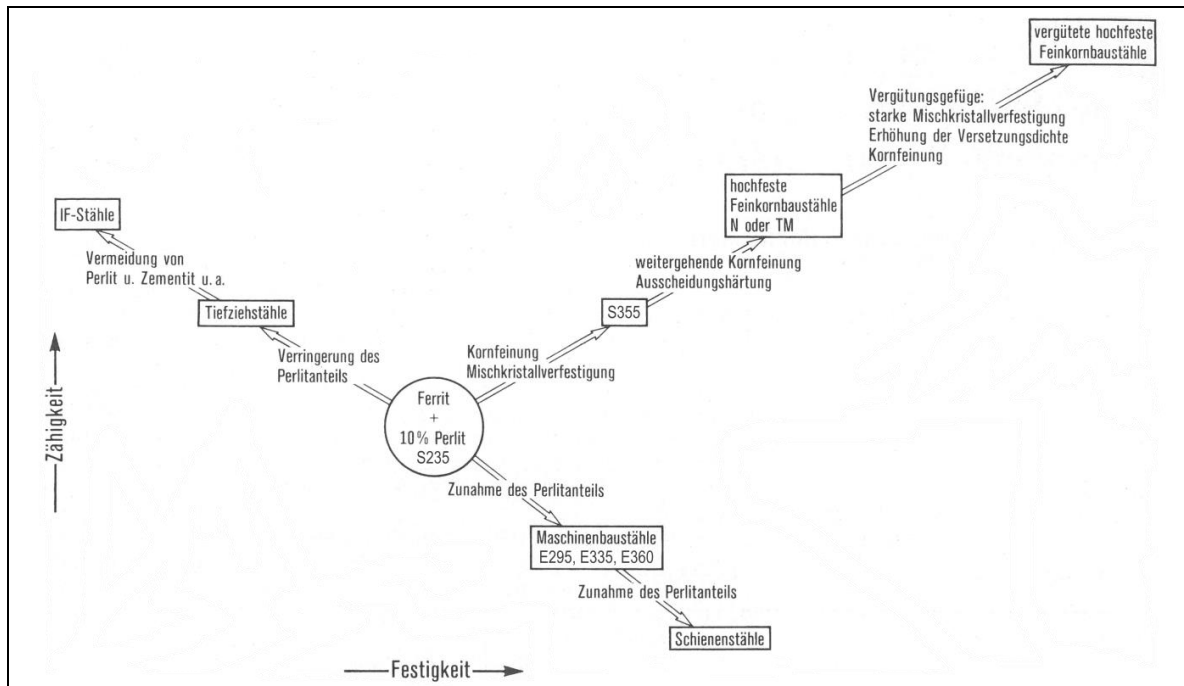


Abbildung 35: Übersicht verschiedener Baustähle [24]

Der Begriff ‚Festigkeit‘ auf der Abszisse von Abbildung 35 steht als Oberbegriff für die Zugfestigkeit und die Streckgrenze. Der Begriff ‚Zähigkeit‘ auf der Ordinate soll als allgemeiner Oberbegriff für die Kerbschlagzähigkeit verstanden werden. Die dargestellten Linien sind keine Vektoren, sondern sollen Hinweise auf die steigenden oder fallenden Tendenzen geben [24].

Wie man erkennen kann, ist der Ausgangspunkt für alle Stähle, bei denen die Festigkeit ohne besondere Wärmebehandlung eingestellt wird die Stahlgüte S235. Diese Güte hat für viele Zwecke eine ausreichende Festigkeit und hat wegen des geringen Perlitanteils von ca. 10% eine gute Zähigkeit. Trotz ständiger Weiterentwicklungen ist er auch heute noch ein vielfach eingesetzter Standardwerkstoff [24].

Erhöht man den Perlitanteil im Gefüge des Stahls, also den Anteil an festerem Gefüge durch die Erhöhung des Kohlenstoffgehalts, kommt man in den Bereich der Maschinenbaustähle E295, E335 und E360. Eine Erhöhung des Perlitanteils bedeutet zwar, dass die Festigkeitswerte ansteigen, dafür nimmt hingegen die Zähigkeit ab. Abbildung 36 zeigt die Bruchdehnung eines unlegierten Baustahles in Abhängigkeit des Perlitanteils [24].

Bei noch weiterer Erhöhung des Perlitanteils im Gefüge des Stahls wächst nicht nur die Festigkeit weiter an, sondern es nimmt auch der Widerstand gegenüber Verschleiß erheblich zu, wodurch sich diese Stähle beispielsweise zum Einsatz als Schienenstahl eignen [24].

Verringert man jedoch ausgehend vom S235 den Anteil an Perlit erhält man Stähle, die sich sehr gut zum Tiefziehen eignen [24].

Nachteil der höheren Perlitanteile für jegliche Wärmebehandlung wie z.B. Schweißen oder Flammrichten ist der steigende Kohlenstoffgehalt. Aus diesem Grunde wurden Feinkornbaustähle entwickelt, die zur Steigerung der Festigkeit die sogenannte Hall-Petch-Beziehung ausnutzen [24]. Hierbei lassen sich die Streckgrenze und die Zähigkeit bzw. Übergangstemperatur in Bezug zur Korngröße setzen und halbempirisch beschreiben:

$$R_{eH} = C + D \cdot d^{-1/2}$$

$$1/T_U = A + B \cdot d_T^{-1/2}$$

mit:

R_{eH} : Streckgrenze
 T_U : Übergangstemperatur
 d_{TU} : Korngröße bei Übergangstemperatur
 d : Korngröße
 A bis D: Konstanten

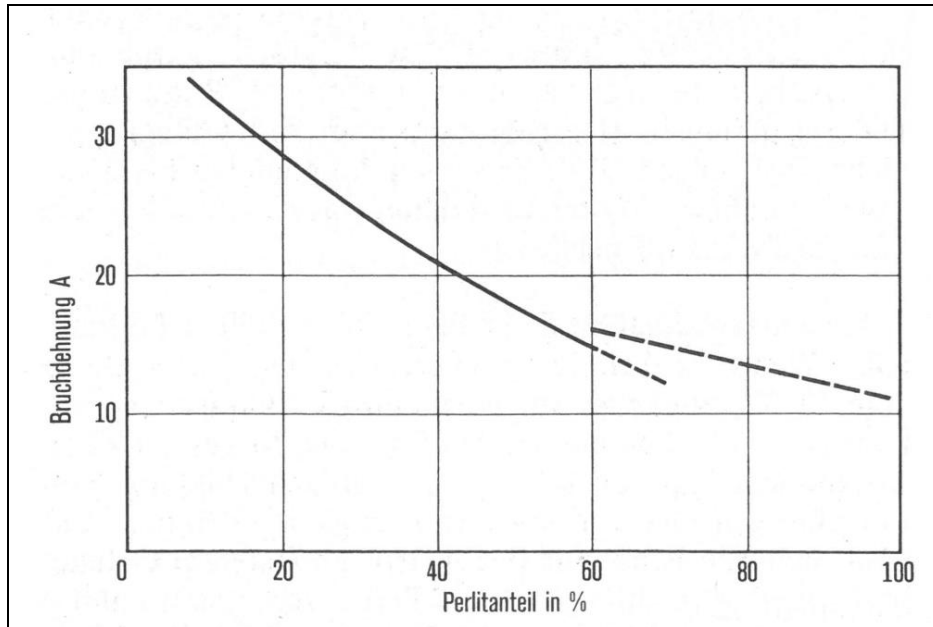


Abbildung 36: Bruchdehnung in Abhängigkeit des Perlitanteils [24]

Damit sind Feinkornbaustählen den normalen gleichzähnen grobkörnigen Baustählen in der Festigkeit überlegen. Dies führte zu Stählen, bei denen man, bedingt durch diesen Effekt, den Kohlenstoffgehalt im Vergleich zu gleichfesten Grobkornstählen absenken konnte [25].

Diese Stähle haben allerdings den Nachteil, dass die Feinkörnigkeit in der Wärmeeinflusszone (WEZ) verloren geht, das Gefüge jedoch immer noch feiner ist, als bei einem vergleichbaren Grobkornstahl. Das mehr oder weniger grobe Korn wirkt sich jedoch immer umwandlungsverzögernd aus, was zu mehr Martensit und Zwischenstufengefüge in der WEZ führt. Diese Umwandlungen haben den Effekt, dass die Härte zunimmt und die Zähigkeit geringer wird [25].

Zu den Feinkornbaustählen zählen unlegierte und legierte Qualitäts- und Edelstähle, die eine sehr gute Zugfestigkeit und Streckgrenze aufweisen und daher in den unterschiedlichsten Bereichen, wie zum Beispiel im Hoch-, Tief-, Wasser-, Behälter- sowie Fahrzeugbau zur Anwendung kommen. Neben ihrer guten Zugfestigkeit und Streckgrenze weisen sie sich zudem durch eine gute Kaltzähigkeit, ihre Sprödbrechunempfindlichkeit und ihre Schweißbeignung aus. Stähle mit einer Streckgrenze von 355 N/mm² und höher werden als hochfeste Stähle bezeichnet [25].

Diese Stähle sind in der europäischen Normung in verschiedenen Normen beschrieben:

Für die normalisierend gewalzten bzw. normalgeglühten Baustähle mit dem Kurzzeichen „N“ gilt die DIN EN 10025-2: 2005-04, für die thermomechanisch gewalzten Feinkornbaustähle mit dem Kurzzeichen „M“ gilt die DIN EN 10149-2: 2013-12, während die flüssigkeits- oder wasservergüteten Feinkornbaustähle mit dem Kurzzeichen „Q“ in der DIN EN 10025-6: 2009-08 genormt sind.

Neben der europäischen Normung dieser Stähle werden schweißbare metallische Werkstoff gemäß DIN-Fachbericht CEN ISO/TR 15608: 2017-02 in insgesamt elf Hauptgruppen einge-

stuft, wobei Feinkornbaustähle in den ersten drei Werkstoffgruppen zu finden sind, genauer gesagt in den Untergruppen 1.3, 2.1, 2.2, 3.1, 3.2 und 3.3:

Werkstoffgruppe 1: Stähle mit einer Mindest-Streckgrenze $R_{eH} \leq 460 \text{ N/mm}^2$ und folgenden Analysewerten in %:

$C \leq 0,25$; $Si \leq 0,60$; $Mn \leq 1,70$; $Mo \leq 0,70$; $S \leq 0,045$; $P \leq 0,045$;
 $Cu \leq 0,40$; $Nb \leq 0,05$; $V \leq 0,12$; $Ti \leq 0,05$; $Cr \leq 0,3$ (0,4 für Gussstücke); $Ni \leq 0,5$ (höhere Werte sind erlaubt, wenn $Cr + Mo + Ni + Cu + V \leq 0,75\%$)

Untergruppe 1.3: Normalisierte Feinkornbaustähle mit einer festgelegten Mindeststreckgrenze $R_{eH} > 360 \text{ N/mm}^2$

Werkstoffgruppe 2: Thermomechanisch behandelte Feinkornbaustähle und Stahlguss mit einer festgelegten Mindeststreckgrenze $R_{eH} > 360 \text{ N/mm}^2$

Untergruppe 2.1: Thermomechanisch behandelte Feinkornbaustähle und Stahlguss mit einer festgelegten Mindeststreckgrenze $360 \text{ N/mm}^2 < R_{eH} \leq 460 \text{ N/mm}^2$

Untergruppe 2.2: Thermomechanisch behandelte Feinkornbaustähle und Stahlguss mit einer festgelegten Mindeststreckgrenze $R_{eH} > 460 \text{ N/mm}^2$

Werkstoffgruppe 3: Vergütete oder ausscheidungshärtende Stähle, jedoch keine nichtrostenden Stähle mit einer festgelegten Mindeststreckgrenze $R_{eH} > 360 \text{ N/mm}^2$

Untergruppe 3.1: Vergütete Stähle mit einer festgelegten Mindeststreckgrenze $360 \text{ N/mm}^2 < R_{eH} \leq 690 \text{ N/mm}^2$

Untergruppe 3.2: Vergütete Stähle mit einer festgelegten Mindeststreckgrenze $R_{eH} > 690 \text{ N/mm}^2$

Untergruppe 3.3: Ausscheidungshärtende Stähle, jedoch keine nichtrostenden Stähle

Abbildung 37 macht deutlich, wie sich eine erhöhte Streckgrenze auf die erforderliche Blechdicke und daraus folgend auch auf die benötigte Materialmenge und die Materialkosten auswirkt. Dargestellt sind verschiedene Baustähle mit Streckgrenzen von 460 N/mm^2 bis 1100 N/mm^2 , die alle im Vergleich zum S355 stehen [26].

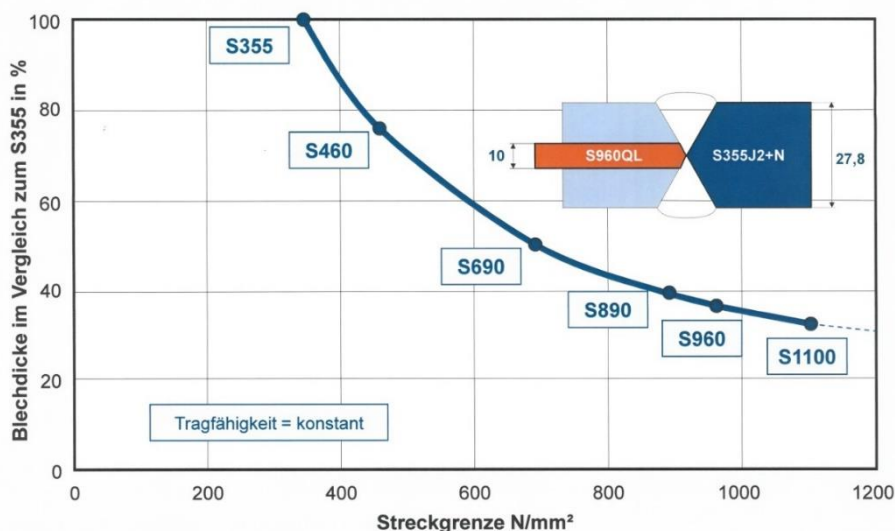


Abbildung 37: Einfluss der Streckgrenze auf die Blechdicke [26]

Schaut man sich den direkten Vergleich in Abbildung 37 an, so ist zu erkennen, dass mit einem S960 nur ca. 35% der Bauteildicke erforderlich ist um die gleiche Tragfähigkeit zu erhalten, wie bei einem gleichen Bauteil aus S355. Das heißt, je höher die Streckgrenze des verwendeten Stahls ist, desto mehr Material kann eingespart werden [26].

Abbildung 38 stellt eine Übersicht über die Entwicklung der Festigkeit von Feinkornbaustählen von 1940 bis 2010 dar [26].

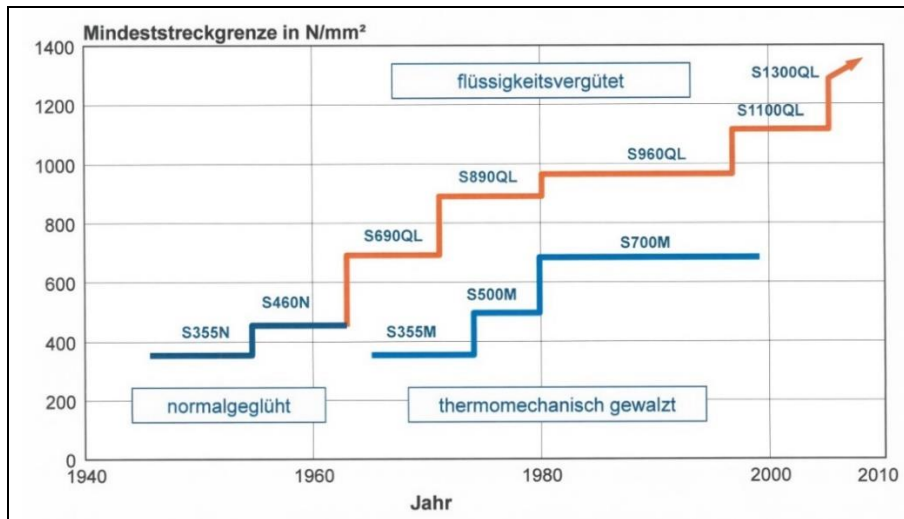


Abbildung 38: Entwicklung der Festigkeit von Feinkornbaustählen [26]

In einem vergleichsweise kurzen Zeitraum gelang es, die Mindeststreckgrenze der Baustähle auf über 900 MPa anzuheben. Der erste Schritt war ein Anheben der Legierungsgehalte, was aber durch zunehmende Kaltrissigkeit eingeschränkt werden musste. Man beschränkte sich bei normalgeglühten Stählen auf Mindeststreckgrenzen von 500 MPa. Wesentlich höhere Streckgrenzen wurden durch Vergüten der Werkstoffe erzielt. Diese Werkstoffe sind seit vielen Jahren verfügbar und werden erfolgreich eingesetzt [27].

Da Feinkornbaustähle trotz ihres niedrigen Kohlenstoffgehalts gute Festigkeitseigenschaften haben, müssen bei diesen Stählen aufgrund des niedrigen Kohlenstoffgehalts neben dem Effekt aus der Hall-Petch-Beziehung, also der Kornfeinung, noch andere Mechanismen für die Festigkeitssteigerung verantwortlich sein [26]:

- a) Mischkristallverfestigung
- b) Teilchenverfestigung
- c) Kaltverfestigung
- d) Härten durch Gitterumwandlung
- e) Korngrenzenverfestigung

Die für diese Arbeit relevanten Stähle sind verschiedene Arten von Feinkornbaustählen. Die Feinkornbaustähle können in drei genormte Gruppen unterteilt werden:

- normal geglühte bzw. normalisierend gewalzte Feinkornbaustähle (N),
- thermomechanisch gewalzte bzw. umgeformte Feinkornbaustähle (M),
- flüssigkeits- oder wasservergütete Feinkornbaustähle (Q).

Die Verfestigungsmechanismen dieser Stähle sind unterschiedlich und lassen sich, wie die Abbildung 39 zeigt, differenzieren:

Art	Streckgrenze in N/mm ²	Legierungsbasis in Masse-%	Verfestigungsmechanismen
N	275 - 460	C ≤ 0,22 ; Si ≤ 0,65; Mn ≤ 1,80; Al ≥ 0,015; mikrolegiert mit: Nb, Ti, V	<u>Korngrenzenverfestigung</u> , Mischkristallverfestigung, (Ausscheidungsverfestigung)
M	275 - 500 (bis 700)	C ≤ 0,18 ; Si ≤ 0,65; Mn ≤ 1,80; Al ≤ 0,015 mikrolegiert mit: Nb, Ti, V	<u>Korngrenzenverfestigung</u> , Mischkristallverfestigung, <u>Versetzungsverfestigung</u>
Q	460 - 960 (bis 1.300)	C ≤ 0,22 ; Si ≤ 0,86; Mn ≤ 1,80; Al zusätzlich: Cr ≤ 1,6; Ni ≤ 2,1; Mo ≤ 0,74 mikrolegiert mit: V, Nb, Ti, (Zr, B)	<u>Korngrenzenverfestigung</u> , <u>Mischkristallverfestigung</u> , <u>Gitterumwandlungsverfestigung</u> , <u>Versetzungsverfestigung</u>

Abbildung 39: Verfestigungsmechanismen der Feinkornbaustähle [26]

a) Mischkristallverfestigung

Die Mischkristallverfestigung erfolgt durch die Einlagerung von Fremdatomen in der Gitterstruktur des Grundwerkstoffs. Durch die unterschiedlichen Atomvolumen wird ein Spannungsfeld erzeugt, dass die Versetzungsbewegung des Gitters bei Belastung behindert (Abbildung 40) [26].

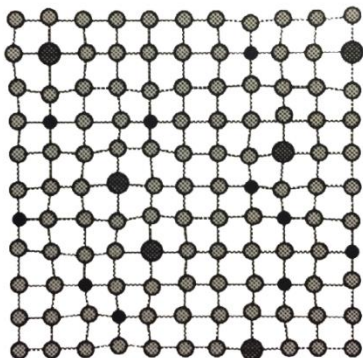


Abbildung 40: Beispiel für eine Mischkristallverfestigung mit zwei Sorten von Fremdatomen [26]

b) Teilchenverfestigung

Bei der Festigkeitssteigerung durch Aushärtung werden kleinste Teilchen aus einem Mischkristall ausgeschieden, der mit sinkender Temperatur seine Lösungsfähigkeit für ein Fremdatom verliert. Dadurch stellt sich eine Steigerung der Festigkeit ein, da die Versetzungsbewegung verhindert wird (Abbildung 41) [26].

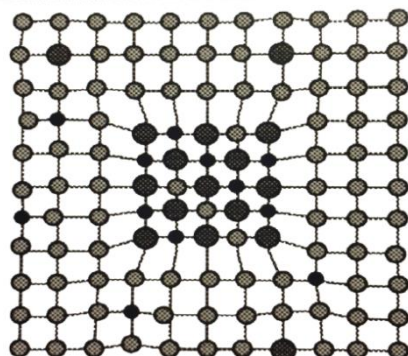


Abbildung 41: Beispiel einer Teilchenverfestigung [26]

c) Kaltverfestigung

Der wirkende Mechanismus bei der Festigkeitssteigerung durch Kaltverfestigung entsteht durch plastische Verformung unterhalb der Rekristallisationstemperatur, wodurch zusätzliche Versetzungen entstehen. Diese Versetzungen stauen sich teilweise an Korngrenzen, was bei weiterer Verformung zu einer erhöhten Spannung führt [26].

d) Härten durch Gitterumwandlung

Die Festigkeitssteigerung durch Gitterumwandlung wird durch unterdrückte Diffusion des Kohlenstoffs erzeugt. Durch die Zwangslösung des Kohlenstoffs kommt es zu einer martensitischen Umwandlung des Gefüges und dadurch zu einer Zunahme der Versetzungsdichte, was zu erhöhten Eigenspannungen und somit zu einer Steigerung der Festigkeit führt [26].

e) Korngrenzenverfestigung

Korngrenzen behindern und verhindern die Versetzungsbewegung der Gitterstruktur. Dadurch das Feinkornbaustähle ein relativ feines Korn haben, erhöht sich die Anzahl der Korngrenzen und verhindern damit deutlich mehr die Versetzungsbewegungen, als Stähle mit größeren Körnern. Erst durch eine Steigerung der Schubspannung kann ein Gleiten über die Korngrenzen erfolgen, was demnach zu einer Steigerung der Festigkeit führt. Hinzu kommt, dass durch das feine Korn ausreichende Gleitmöglichkeiten des Gitters bestehen, was begünstigend für eine starke Einschnürung ist. Dadurch kann durch das feine Korn nicht nur die Festigkeit, sondern auch die Dehnung und Zähigkeit erhöht werden [26].

Feinkornbaustähle haben den Vorteil, dass sie durch die Feinkörnigkeit des Gefüges eine erhöhte Streckgrenze und Zähigkeit aufweisen. Beim Schweißen geht jedoch die Feinkörnigkeit nahe der Schmelzlinie in der Wärmeeinflusszone zum Teil verloren [26].

Das in der WEZ entstehende, im Vergleich gröbere Korn, wirkt sich umwandlungsverzögernd aus. Es entsteht somit mehr Martensit und Zwischenstufe. Das hat zur Folge, dass die Härte zunimmt und gleichzeitig die Zähigkeit abnimmt. Zudem wird ein Teil der zwangsgelösten Feinkornbildner ausgeschieden. Das relativ grobe Korn in der WEZ der Feinkornbaustähle ist jedoch immer noch feiner als das von herkömmlichen Stählen, was die Feinkornbaustähle demnach nicht nur in der Festigkeit und Zähigkeit, sondern auch in Schweißverbindungen überlegen macht [26].

Auf die einzelnen Arten der Feinkornbaustähle wird in den folgenden Abschnitten genauer eingegangen.

2.7.2 Normalisierte Feinkornbaustähle

Das Normalisieren von Stählen hat das Ziel ein ungleichmäßiges und grobkörniges in ein gleichmäßiges, feinkörniges Gefüge umzuwandeln. Das feine Korn bewirkt vor allem eine Verbesserung der Zähigkeit. Es entsteht dadurch, dass bei der Erwärmung in das Austenit-Gebiet (γ -Mischkristall) sowohl der Zementit (Fe_3C) als auch der α -Ferrit in Lösung geht [26].

Bei anschließender Abkühlung auf Raumtemperatur entsteht aus dem Austenit wieder α -Ferrit und Zementit. Beschleunigt man jedoch die Aufheiz- bzw. Abkühlphase, so kann sich eine große Anzahl von α -Ferrit und Zementit aus dem Austenit bilden, was zu einem feineren Gefüge führt. Abbildung 42 zeigt das Gefüge von normalisiertem Feinkornbaustahl [26].

In Abbildung 43 ist ein Auszug aus dem Eisen-Kohlenstoff-Diagramm zu sehen, an dem der Temperatur-Zeit-Verlauf beim Normalisieren inklusive einer schematischen Darstellung der Gefüge dargestellt ist. Hier ist zu erkennen, dass das Gefüge nach dem Normalisieren deutlich feinkörniger ist als vorher. Um eine Vergröberung des Gefüges zu vermeiden, sollte die Temperatur nur knapp oberhalb der Umwandlungstemperatur gehalten werden, also ca. 20 bis 50°C oberhalb der Umwandlungslinie [29].

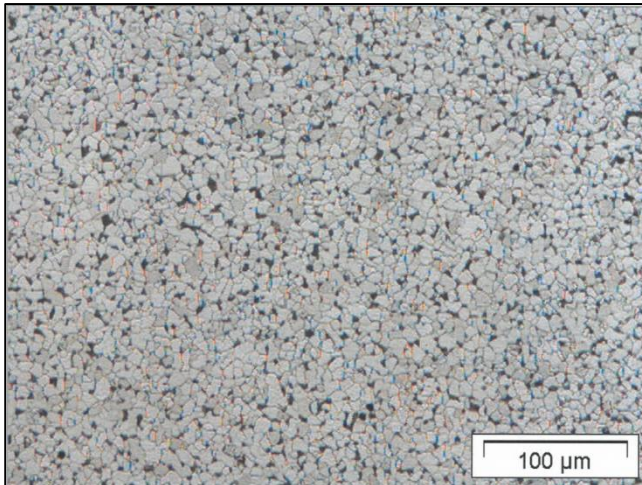


Abbildung 42: Gefüge von normalisiertem Feinkornbaustahl [26]

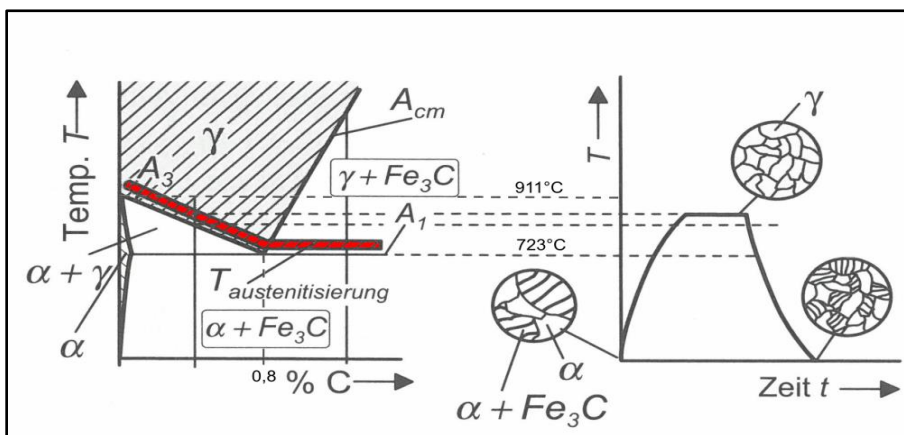


Abbildung 43: Temperatur-Zeit-Verlauf beim Normalisieren [29]

Der Bereich ist in Abbildung 43 rot gekennzeichnet. Als Umwandlungstemperatur gilt bei untereutektoiden Stählen, also solchen, die einen Kohlenstoffgehalt $< 0,8\%$ enthalten, die A_3 -Linie, bei übereutektoiden Stählen, deren Kohlenstoffgehalt $> 0,8\%$ beträgt, die A_1 -Linie. Übereutectoide Stähle werden nicht bis ins Austenit-Gebiet erwärmt, da die hierzu benötigte Temperatur so hoch wäre, dass eine Vergrößerung des Gefüges die Folge wäre [29].

Trotzdem reicht die Temperatur oberhalb A_1 soweit aus, dass eine Lösung des Zementits gewährleistet ist [29].

Die Glühdauer sollte so kurz wie möglich gehalten werden um eine Kornvergrößerung zu vermeiden, jedoch so lange wie nötig um eine Homogenisierung des Austenits zu erhalten [29].

Die anschließende Abkühlung erfolgt im Normalfall an ruhender Luft, jedoch muss besonders bei großen Bauteilen unter Umständen auf eine Abkühlung an bewegter Luft oder auch mit Wasserbesprühung zurückgegriffen werden. Diese beschleunigte Abkühlung sollte allerdings nur bis zur Rückumwandlung des Austenits erfolgen. Sobald die Umwandlung abgelaufen ist sollte weiter langsam abgekühlt werden [29].

Die zum Schweißen geeigneten Feinkornbaustähle haben einen Kohlenstoffgehalt von maximal $0,22\%$ und gehören somit zu den untereutektoiden Stählen [26].

Eine Normalglühung führt zu einem feinkörnigen Austenitgefüge. Vorzugsweise findet die Keimbildung der Austenitkörner an den Grenzflächen vom α -Ferrit und Zementit statt. Bei anschließender Abkühlung ergibt sich ein erhöhter Perlitanteil. Das durch die Normalisierung entstehende feinkörnige Gefüge in Verbindung mit dem erhöhten Perlitanteil sorgen für hö-

here Festigkeitswerte und bessere Zähigkeitseigenschaften im Vergleich zum vorherigen Zustand [29].

Der normalisierte Gefügestand kann nicht nur durch eine Wärmebehandlung am fertigen Bauteil erreicht werden. Eine andere Möglichkeit, mit der die gewünschten Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften erreicht werden können, ist das normalisierende Walzen, bei dem das feinkörnige Gefüge bereits beim Herstellungsprozess eingestellt werden kann [26].

Abbildung 44 zeigt das Vorgehen beim normalisierenden Walzen. Im ersten Verfahrensschritt erfolgt die erste Formgebung. Dies erfolgt bei relativ hohen Temperaturen von 1100 bis 1200°C. Daraufhin folgt ein Zwischenschritt, in dem das Blech auf eine vorgegebene niedrigere Temperatur von ca. 950°C abkühlt. Sobald die gewünschte Temperatur erreicht ist, beginnt der zweite Verfahrensschritt, in dem die endgültige Formgebung erfolgt [26].

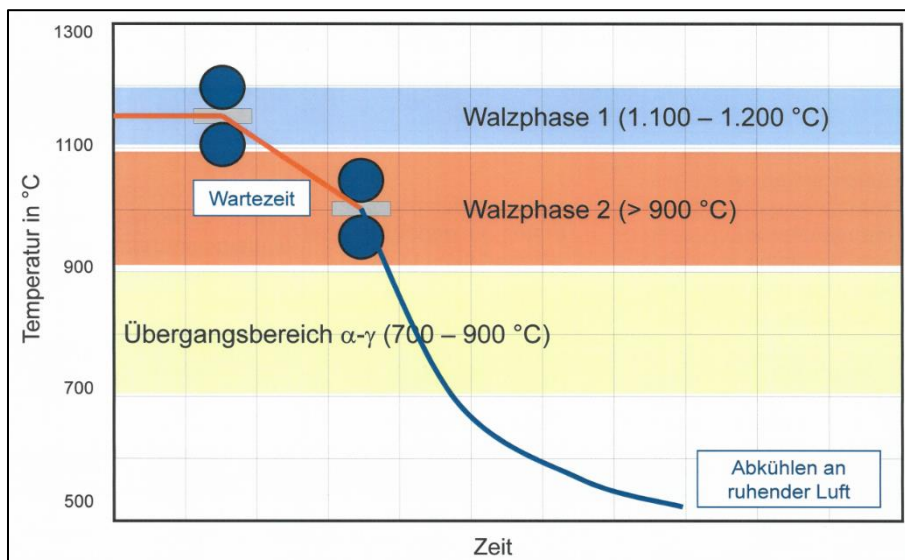


Abbildung 44: Normalisierendes Walzen [26]

Aufgrund der niedrigeren Temperaturen wird das Kornwachstum bei der Rekristallisation stark reduziert. Dadurch verringert sich mit jedem weiteren Schritt der Verformung die Korngröße im Gefüge. Sobald die Formgebung erfolgt ist, kühlt der Stahl an ruhender Luft bis auf Raumtemperatur ab [26].

Bei der Herstellung von normalisierten Stählen ist ein Zusatz von Vanadium fast unumgänglich. Auch Titan kann als Legierungselement herangezogen werden, allerdings nur, wenn es zur Kornfeinung und nicht zur Ausscheidungshärtung verwendet werden soll [33]. Dazu wäre ein Titangehalt von 0,02% erforderlich, was relativ gering ist. Kleine Zusätze von Titan tragen beim normalisierenden Walzen grundsätzlich dazu bei, durch seine kornfeinende Wirkung gleichmäßig gute Eigenschaften im Walzgut zu erzielen. Außerdem weisen titanlegierte Stähle Zähigkeitseigenschaften auf, die in etwa mit den Zähigkeiten des Grundwerkstoffes übereinstimmen, während bei gleichen Versuchen die Stähle ohne Titanzusatz gegenüber dem Grundwerkstoff schlechtere Kerbschlagarbeitswerte aufweisen [30, 31, 32].

Kombiniert man Titan und Vanadium bringt dies Vorteile bei Stählen, die normalisierend gewalzt werden [30, 31, 32].

Der Vorteil bei der Kombination von Vanadium und Titan ist darauf zurückzuführen, dass der Austenit beim normalisierenden Walzen nach jedem Walzstich vollständig rekristallisiert, damit sich beim anschließenden Abkühlen ein gleichmäßig feinkörniger Austenit in ein feinkörniges ferritisch-perlitisches Gefüge umwandelt. Beim thermomechanischen Walzen hingegen soll der Austenit vom Beginn der Endwalzphase an nicht mehr rekristallisieren [30, 31, 32].

Wird Titan zur Rekristallisationsverzögerung verwendet, liegen die Gehalte meist deutlich über 0,05%. So kann also Titan zur Kornfeinung und Vanadium zur Ausscheidungshärtung genutzt werden, ohne dass die für das normalisierende Walzen notwendige Rekristallisation in der Endphase des Walzvorgangs beeinflusst wird [33].

2.7.3 Thermomechanisch gewalzte Feinkornbaustähle

Bei der Herstellung von thermomechanisch gewalzten Feinkornbaustählen wird neben der mechanischen Bearbeitung durch das Walzen oder Profilieren zusätzlich eine thermische Behandlung angewandt. Durch diese Kombination erhält der Stahl die gewünschte Festigkeitssteigerung mit einem perlitarmer, bzw. perlitfreien Gefüge (Abbildung 45) [26].

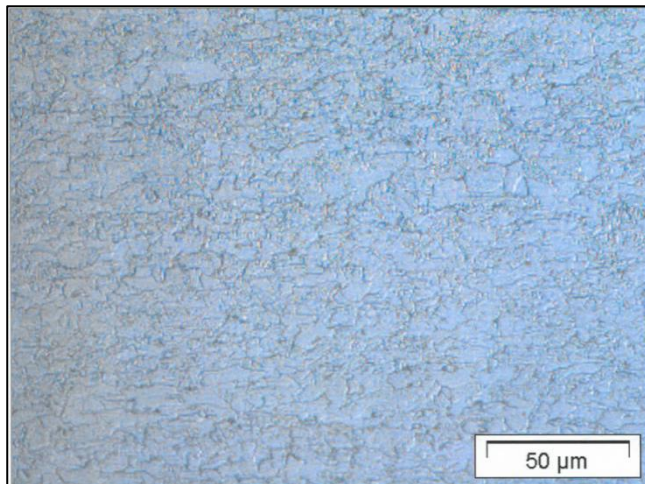


Abbildung 45: Gefüge eines thermomechanisch gewalzten Feinkornbaustahls [26]

Die erste Formgebung (Vorwalzphase) erfolgt bei thermomechanisch gewalzten Feinkornbaustählen mit einer etwas niedrigeren Temperatur als beim normalisierenden Walzen (ca. 1100°C). In dieser Vorwalzphase wird die aus dem Stoßofen kommende Bramme zunächst auf eine Zwischendicke gewalzt, die von der fertiggewalzten Dicke des Endproduktes abhängig ist [34]. Danach folgt ein Zwischenschritt in dem das Walzstück immer wieder einen kleinen Walzprozess durchläuft. Dieser Zwischenschritt wird als Pendelphase bezeichnet. Dabei wird der Stahl solange abgekühlt, bis die gewünschte Endverformungstemperatur erreicht ist. Sobald diese erreicht ist, erfolgt die Endverformung bei einer Temperatur von ca. 800 bis 900°C bei der das Gefüge nicht mehr rekristallisiert. Dadurch wird ein feinkörniges Gefüge gezielt eingestellt [26, 34].

Eine andere Möglichkeit ist, dass der Stahl in der Wartephase noch weiter abkühlt, bis auf 650 bis 750°C, um bei diesen tieferen Temperaturen die Endverformung durchzuführen. Dies hat das Ziel die Streckgrenze zu erhöhen, dabei fällt jedoch die Kerbschlagzähigkeit etwas ab, weshalb man darauf achten muss, wo der Stahl später eingesetzt werden soll. Im Anschluss an die Endverformung erfolgt erst eine beschleunigte Abkühlung mit Wasser bevor der Stahl dann an ruhender Luft weiter abkühlt [26]. Abbildung 46 zeigt den Einfluss der Endwalztemperatur auf die mechanischen Eigenschaften 20 mm dicker Grobbleche aus mit Niob sowie mit Niob und Vanadin legierten Stählen nach einer Stoßofentemperatur von 1050°C [34].

Die Abbildung 46 zeigt, dass mit sinkender Endwalztemperatur eine Verbesserung der mechanischen Eigenschaften erwartet werden kann [34].

Die aus dem Herstellungsprozess entstehenden Gefüge haben gegenüber konventionell hergestellten Stählen, also solchen bei denen die Verformung und Wärmebehandlung getrennt voneinander durchgeführt werden, verbesserte Eigenschaften in Hinsicht auf die Festigkeit, Zähigkeit und Schweißbarkeit. Aufgrund der gewünschten einfachen Schweißbarkeit beträgt der Kohlenstoffgehalt bei thermomechanisch gewalzten Stählen höchstens 0,2% [34]

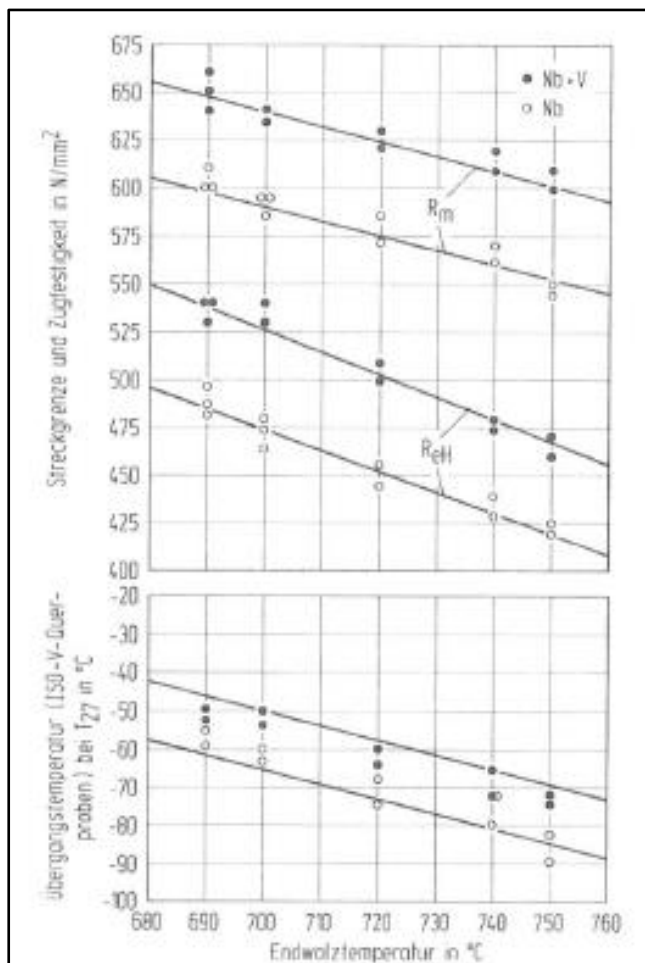


Abbildung 46: Einfluss der Endwalztemperatur auf die Festigkeit [34]

Der bei diesen Stählen wirkende festigkeitssteigernde Mechanismus ist vor allem auf Korngrenzen von harten, fein ausgeschiedenen Teilchen zurückzuführen. Das Gefüge sollte daher aus feinkörnigem Ferrit mit fein ausgeschiedenen Karbidteilchen bestehen. Durch ein entsprechendes Walzprogramm stellt sich ein feines Gefüge ein, das aus sehr feinem Austenit besteht. Für die Bildung feiner Teilchen werden geringe Mengen an carbid- und nitridbildender Legierungszusätze von Niob und Vanadium hinzugefügt. Da ihre Gehalte jedoch bei unter 0,1% liegen gelten diese Stähle als mikrolegiert [29, 35].

Die von den Legierungselementen gebildeten Teilchen müssen zu Beginn der Warmverformung im Austenitgebiet in Lösung gehen und sich dann mit sinkender Temperatur zur Verfestigung des Gefüges fein verteilt ausscheiden. Bei den jedoch sehr hochliegenden Walztemperaturen zu Beginn des thermomechanischen Walzens setzt, trotz Rekristallisation, ein starkes Kornwachstum ein, wodurch der Effekt der Kornfeinung aus dem Walzvorgang zu nichtegemacht wird. Sind jedoch noch ungelöste Teilchen im Gefüge vorhanden, so wird das Kornwachstum stark eingeschränkt, da die Korngrenzen von diesen Teilchen verankert werden. Somit haben die Ausscheidungen nicht nur die Wirkung der Festigungssteigerung, sondern auch einen kornfeinenden Effekt [29, 35].

Bei Stählen, die nicht mikrolegiert sind, erfolgt unterhalb von 900°C eine schnelle Rekristallisation. Diese Rekristallisation kann allerdings durch Zugabe von wenigen Hundertstel Prozent Niob oder Zehntel Prozent Titan so stark verzögert werden, dass der Austenit bei diesen Temperaturen nicht mehr rekristallisiert. Bei anschließender Abkühlung entsteht bei langsamer Abkühlung Ferrit und Perlit, bei beschleunigter Abkühlung Bainit und acicularer Ferrit. Durch die niedrige Endwalztemperatur erhöhen sich die Walzkräfte in diesem Schritt und die Walzdauer verlängert sich um das Dreifache im Vergleich zum Walzen oberhalb der Rekristallisationstemperatur [29, 35].

Bei thermomechanisch gewalzten Feinkornbaustählen ist zu beachten, dass eine spätere Wärmebehandlung nicht zulässig ist, da es sonst zu einem Festigkeitsabfall kommt, der nicht mehr rückgängig zu machen ist. Dieser Festigkeitsabfall resultiert aus einer Aufhebung der Ausscheidungshärtung und der hohen Versetzungsdichte. Eine Glühbehandlung unter 600°C ist zulässig, da in diesem Temperaturbereich noch keine Beeinträchtigung der mechanischen Eigenschaften auftritt. Eine Kaltumformung ist ebenfalls zulässig, wobei hier jedoch ein Abfall der Zähigkeit zu erwarten ist. Die Festigkeitswerte steigen bei einer Kaltumformung hingegen an [34].

Thermomechanisch gewalzte Stähle zeichnen sich durch einen reduzierten Kohlenstoffgehalt und den damit einhergehenden reduzierten Perlitanteil aus. Dadurch eignen sich diese Stähle sehr gut zum Schweißen. Durch das feinere Gefüge und besonders durch den geringen Kohlenstoffgehalt sind thermomechanische Stähle den normalgeglühten und teilweise auch den vergüteten Stählen überlegen [16]. Thermomechanisch gewalzte Bleche weisen eine sehr gute Oberflächenbeschaffenheit aus, da beim Fertigwalzen unterhalb von 750°C nahezu keine Sekundärverzunderung einsetzt [34].

2.7.4 Wasservergütete Feinkornbaustähle

Das Ziel des Wasservergütens ist es, ein möglichst festes, vor allem auch schwingfestes Gefüge mit einer ausreichenden Zähigkeit zu erzeugen. Dies gelingt ausschließlich durch eine Wärmebehandlung [29]. Wasservergütete Feinkornbaustähle haben ein martensitisch-bainitisches Gefüge (Abbildung 47).

Da das thermomechanische Walzen nur in einem begrenzten Dickenbereich durchgeführt werden kann, werden bei höchsten Anforderungen an die Festigkeit und Zähigkeit wasservergütete Stähle eingesetzt [33].

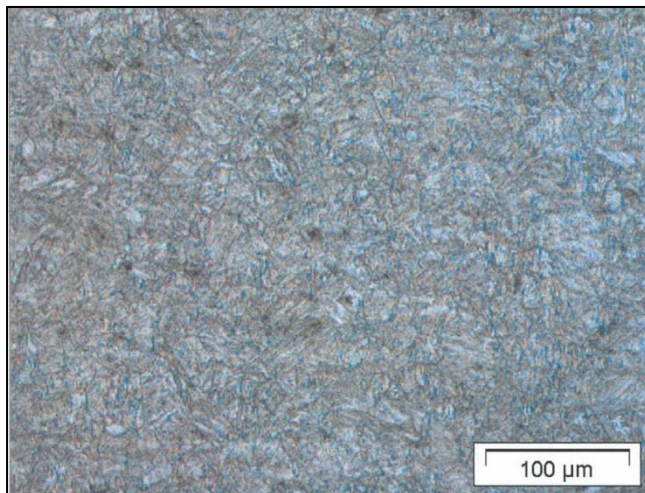


Abbildung 47: Gefüge eines wasservergüteten Feinkornbaustahls [26]

Bei der Herstellung von wasservergüteten Feinkornbaustählen gibt es verschiedene Herstellungswege. Die Abbildung 48 zeigt beispielhaft die Herstellungswege der Firma Voestalpine-Stahl GmbH in Linz.

Bei der konventionellen Wasservergütung wird nach dem Walzen das Band an der Luft abgekühlt und danach auf die Härtetemperatur erhitzt. Anschließend erfolgt das Abschrecken in Wasser und dann der Anlassvorgang. Wasservergütete Feinkornbaustähle werden aber auch thermomechanisch gewalzt. Dem Fertigwalzen folgt direkt ein beschleunigtes Abkühlen unter Wasser und danach gegebenenfalls das Anlassen. Der Unterschied zum konventionellen Härten liegt in der zur Hälfte verkürzten Abkühlungsgeschwindigkeit (15-20 K/sec) und in einer Kühlendtemperatur, die im Bereich des Selbstanlassens liegt, also deutlich über Raumtemperatur. Der dritte Weg ist eine Direkthärtung aus der Walzhitze. Hierzu muss jedoch die

Abkühleinrichtung direkt hinter dem Walzgerüst platziert sein, um Abkühlgeschwindigkeiten von bis zu 50 K/sec zu realisieren [36].

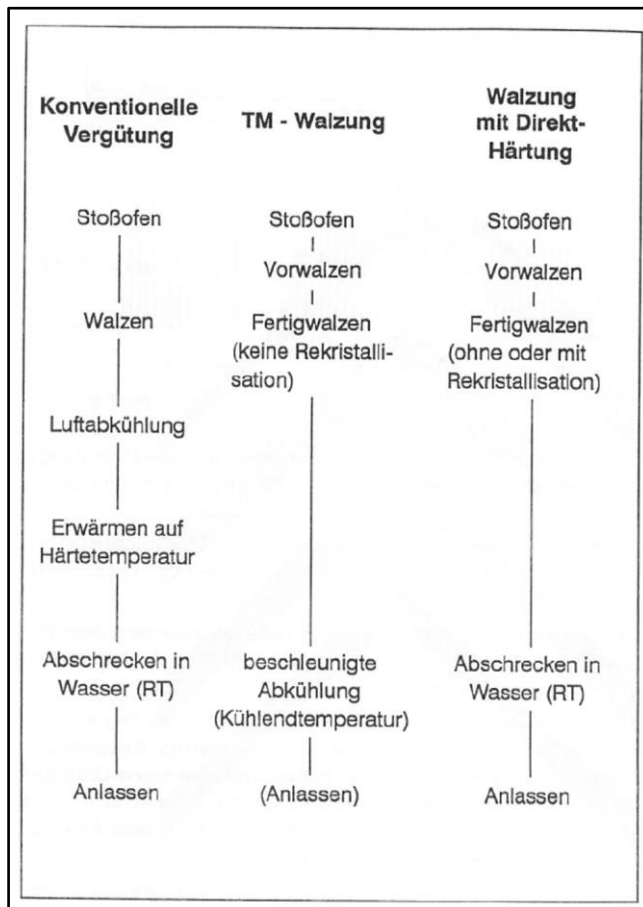


Abbildung 48: Herstellungswege von wasservergüteten Baustählen [36]

Beim Härten wird der Stahl bei ca. 900°C austenitisiert und anschließend schnell mit Wasser abgeschreckt. Im zweiten Schritt wird der Stahl angelassen, was bedeutet, dass er nochmals auf eine bestimmte Temperatur erwärmt wird. Hierbei werden die gewünschten Materialeigenschaften eingestellt. Die Abkühlung erfolgt langsam an ruhender Luft [26].

Durch das Härten entsteht aufgrund der Kohlenstoffübersättigung ein sehr sprödes Gefüge. Beim anschließenden Anlassen wird daraus jedoch durch stufenweise erfolgende Carbidausscheidungen ein duktiler aber harter Gefüge mit fein verteilten Carbidausscheidungen. Die Gefügeeigenschaften hängen allerdings von den Anlassbedingungen ab [26].

Da die Dauer, die für das Anlassen benötigt wird, in der Regel nicht mehr als eine bis zwei Stunden beträgt, ist die Anlasstemperatur der entscheidende Faktor zur Einstellung des gewünschten Gefüges. Anlasstemperaturen liegen im Allgemeinen in einem Bereich von 450 bis 680°C. Niedrige Anlasstemperaturen führen zu feineren Carbidausscheidungen mit einer hohen Festigkeit und mäßiger Zähigkeit. Höhere Anlasstemperaturen haben eine zunehmende Teilchenvergrößerung zur Folge, was auch mit einer Vergrößerung der Teilchenabstände einhergeht. Daher vermindert sich die Festigkeit, allerdings wird so eine starke Erhöhung der Zähigkeit erreicht [26].

Wasservergütete Stähle haben in der Regel einen Kohlenstoffgehalt von 0,15 bis 0,5%. Stähle mit weniger als 0,15% Kohlenstoff können nicht ausreichend gehärtet werden und bei Stählen mit mehr als 0,5% Kohlenstoff kann keine ausreichende Zähigkeit erreicht werden [26].

Wasservergütete Stähle haben unterschiedliche Legierungselemente. Sie sind nicht nur für das Einhärtungsverhalten von Bedeutung, sondern auch für das Anlassverhalten. Hierbei sind vor allem die carbidbildenden Elemente Molybdän, Vanadium und Wolfram wichtig, da

sie beim Anlassen die Vergrößerung der Carbide verzögern und somit dem einsetzenden Festigkeitsabfall gerade bei unlegierten Stählen, entgegenwirken [26].

Beim Anlassen ist es wichtig, dass dieser Schritt direkt nach dem Härten durchgeführt wird. Bei besonders rissgefährdeten Teilen sollte das Anlassen möglichst noch im warmen Zustand erfolgen, da unterhalb von 70°C Martensit entsteht, der sehr rissempfindlich ist [26].

Da der Temperaturbereich beim Anlassen in der Regel bei ca. 450 bis 680°C liegt, kann es zu einer Anlassversprödung kommen. Besonders betroffen sind davon mit Mangan, Nickel oder mit Chrom legierte Stähle. Jedoch kommt es selbst beim kritischen Temperaturbereich von 550°C erst nach frühestens einer Stunde zu einer Versprödung, weshalb man erst bei Anlassdauern von über einer Stunde die Versprödung beachten muss [29].

Ein weiteres Element zur Festigkeitssteigerung bei wasservergüteten Baustählen ist das Element Bor. Die festigkeitssteigernde Wirkungsweise von Bor rührt aus der hohen Bindungsenergie zur Segregation an den Korngrenzen her. Die Abbildung 49 zeigt schematisch die Borverteilung an der Austenitkorngrenze [37].

Die Abbildung 49 zeigt deutlich, dass die Borkonzentration an der Korngrenze des Austenits stark anwächst. Es können Borkonzentrationen bis zu einigen Zehntelprozent entstehen [37]. Dieses vorliegende Bor verhindert die zur Ferritkeimbildung notwendige Selbstdiffusion des Eisens und die Diffusion des Kohlenstoffes [36]. Somit verschieben sich die diffusionsgesteuerten Umwandlungen zu längeren Umwandlungszeiten. Damit wird bei niedrigen Kohlenstoffgehalten eine Verbesserung der Festigkeitseigenschaften erreicht [36].

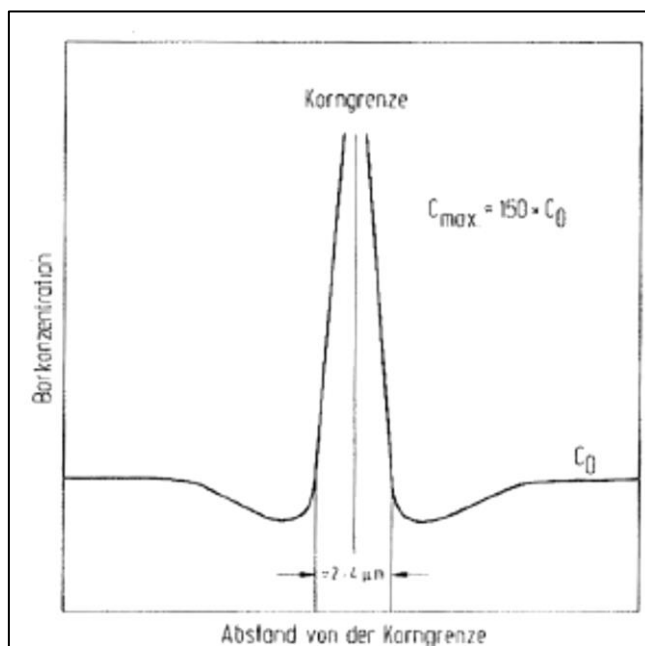


Abbildung 49: Borverteilung an der Austenitkorngrenze (schematisch) [37]

Bei der Legierung mit Bor muss beachtet werden, dass Bor eine sehr hohe Affinität zu Stickstoff besitzt. Aus diesem Grunde müssen die Abbindung und Ausscheidung des Bors als Bornitrid verhindert werden. Dies kann durch Zulegieren mit Titan erreicht werden, welches eine noch höhere Affinität zu Stickstoff besitzt als Bor [37].

Auch in normalisierend gewalzten und wasservergüteten Feinkornbaustählen kommt das Auflegieren des Stahls mit Bor zur Festigkeitssteigerung zum Einsatz [37].

Aufgrund der hohen Affinität zum Stickstoff wird durch Zulegierung von Bor und Titan eine Verbesserung der Alterungsbeständigkeit erreicht [38]. Durch die Zulegierung von Bor wird die Qualität der Schweißverbindungen von MAG- oder Punktschweißverbindungen bei Baustählen oder Tiefziehstählen nicht negativ beeinflusst [38].

2.7.5 Beurteilung der Schweißeignung von Stählen

Zur Beurteilung der Schweißeignung von niedrig- bzw. unlegierten Stählen wird das sogenannte Kohlenstoffäquivalent CEV herangezogen. Das Ziel dieser Kennzahl ist neben dem Kohlenstoffgehalt auch die Legierungselemente hinsichtlich ihrer Auswirkung auf die Neigung zur Aufhärtung und Rissbildung zu berücksichtigen. Relevante Legierungselemente werden daher mit einem Wirkungsfaktor versehen und zusammengefasst [39]:

$$\text{CEV} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Ni+Cu}{15} [\%]$$

Grundsätzlich können Stähle mit einem CEV-Wert von $\leq 0,35$ hinsichtlich der Aufhärtung und Wasserstoffversprödung unbedenklich geschweißt werden und benötigen demnach keine Zusatzbehandlung. Hierbei werden jedoch die Wechselwirkungen zwischen den Legierungselementen oder andere Einflussgrößen wie z.B. der Wasserstoffgehalt oder die Abkühlgeschwindigkeit nicht berücksichtigt. Daher kann das blinde Vertrauen in den CEV-Wert zu Fehleinschätzungen führen. Bei Kaltrissuntersuchungen hat sich gezeigt, dass die Aussage des CEV nicht zutrifft und man hat daher u.a. das CET entwickelt [40].

Eine bessere Aussage zur Schweißeignung eines Stahls trifft ein Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Diagramm (ZTU). Mittels eines ZTU-Diagramms können das in der WEZ zu erwartende Gefüge und die Härte relativ genau vorausbestimmt werden. Im oberen Bereich der Abbildung 50 ist das ZTU-Diagramm zu sehen und im unteren Teil der Abbildung ist der Härteverlauf in Abhängigkeit von der Abkühlzeit $t_{8/5}$ dargestellt [24].

Bei Kenntnis der Abkühlungsbedingungen lassen sich aus einem ZTU-Schaubild für einen Stahl, der austenitisiert wurde, die nach der Rückumwandlung zu erwartenden Gefügezusammensetzungen und die Härte ablesen. ZTU-Schaubilder zeigen auch den Einfluss der Austenitkorngröße und der Austenitstruktur, z. B. als Folge einer plastischen Verformung auf das Umwandlungsverhalten. Außerdem zeigen sie den Einfluss der rekristallisationshemmenden Elemente, wie z.B. Molybdän oder Vanadium [2].

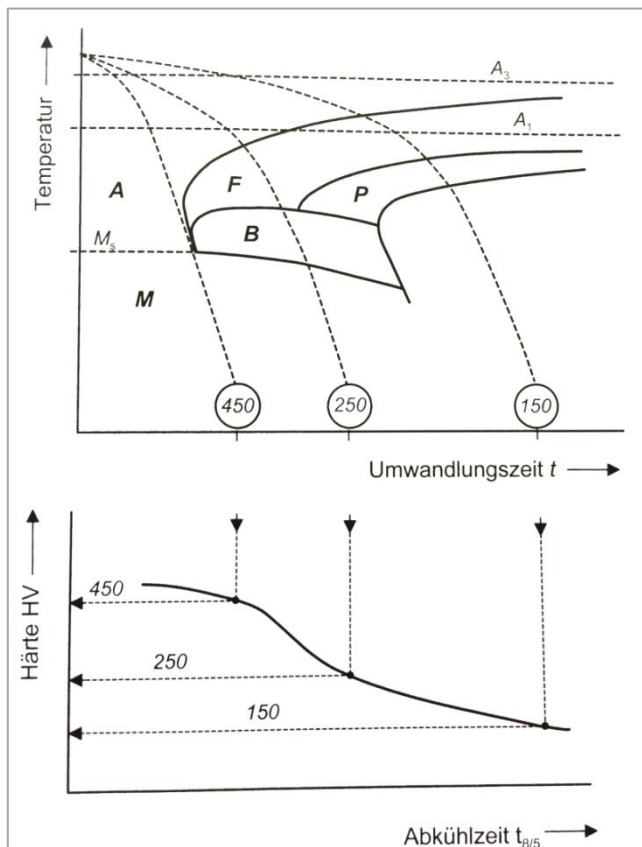


Abbildung 50: Beispiel eines Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Diagramms [29]

Die Abkühlzeit $t_{8/5}$ beschreibt die Zeit, die während der Abkühlung einer Schweißraupe zum durchlaufen des Temperaturbereichs von 800 bis 500°C benötigt wird [41]. Sie ist also ein Maß für die Abkühlgeschwindigkeit [26].

Das Verhalten dieses Stahls auf thermische Beanspruchung kann repräsentativ für alle Baustähle gesehen werden. Da eine Erhöhung der Vorwärmtemperatur und des Wärmeeinbringens zwar eine Erniedrigung der Höchststärke, gleichzeitig aber eine Beeinträchtigung der Zähigkeit zur Folge hat, ist es erforderlich eine bestimmte Spanne für die Abkühlzeit einzuhalten. Wenn zum Beispiel eine Übergangstemperatur von -40°C gefordert ist, dabei jedoch die Höchststärke von 350 HV 10 nicht überschritten werden darf, muss die Abkühlzeit $t_{8/5}$ in dem Bereich zwischen 15 und 35 Sekunden liegen [41].

Abbildung 51 zeigt am Beispiel eines S460N die Übergangstemperatur der Kerbschlagarbeit und die Höchststärke in der WEZ als Funktion der Abkühlzeit $t_{8/5}$ [41].

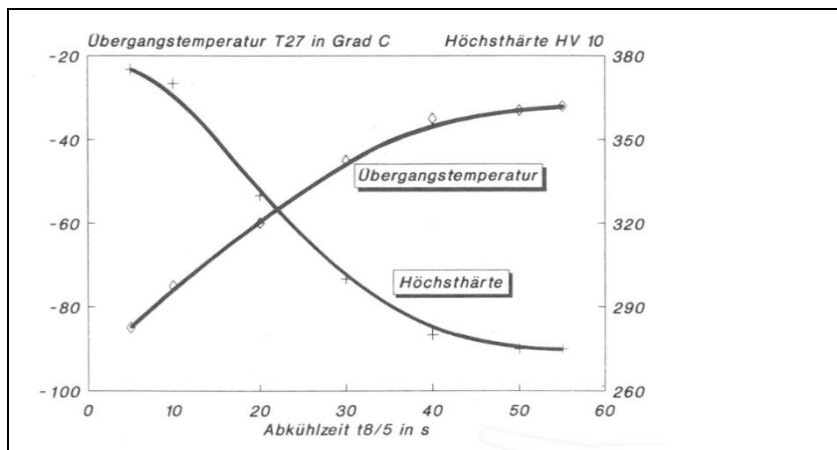


Abbildung 51: Zähigkeit und Höchststärke am Beispiel eines S460N [41]

Zur Senkung der Abkühlgeschwindigkeit und zur einfacheren Ausdiffusion von Wasserstoff müssen Stähle, die beim Schweißen zum Aufhärten neigen, vorgewärmt werden. Die Vorwärmtemperaturen liegen, je nach Schweißquerschnitt, zwischen 150 (dünne Bleche) und 450°C (dicke Bleche). Dies ist besonders bei Stählen mit einem CEV-Wert zwischen 0,35 und 0,55 zu empfehlen. Stähle die einen CEV-Wert $\geq 0,55$ haben, benötigen neben einer Vorwärmung zusätzlich noch eine Nachbehandlung. Somit wird das beim Abkühlen gebildete Härtingsgefüge angelassen und entspannt. Diese Nachbehandlung wird in der Regel im Spannungsarmglühen realisiert. Bei vergüteten Stählen ist diese jedoch durch ein nochmaliges Vergüten zu ersetzen [41].

Ein weiterer Einflussfaktor auf die Abkühlgeschwindigkeiten ist die Blechdicke. Dabei wird zwischen zweidimensionaler und dreidimensionaler Wärmeableitung unterschieden. Beim Schweißen von dickeren Blechen kann neben der Wärmeableitung über die Fläche auch eine Wärmeableitung über die Blechdicke erfolgen, während bei dünnen Blechen lediglich die Wärmeableitung über die Fläche erfolgt. Daraus folgt nach DIN EN 1011-2: 2001-05, dass die zweidimensionale Wärmeableitung einen erheblichen Einfluss auf die Abkühlzeit hat, während die dreidimensionale Wärmeableitung der dicken Bleche sich nicht auf die Abkühlzeit auswirkt.

2.7.6 Flammrichten höherfester Feinkornbaustähle

Flammrichten von höherfesten Feinkornbaustählen gilt heute noch als kritisches Richtverfahren. Manche Abnahmegesellschaften lehnen dies immer noch ab [42]. In der Untersuchung von M. Nies und V. Schuler [42] wurden die Auswirkungen des Flammrichtens auf die mechanischen Gütewerte von hochfesten Feinkornbaustählen untersucht. In dieser Untersuchung wurde das Flammrichten an den wasservergüteten Feinkornbaustählen StE 690 und StE 960 untersucht.

Die Ergebnisse der Zugversuche im linken Bereich der Abbildung 52 zeigen, dass bei diesen Werkstoffen ein fachgerechtes Flammrichten bis ca. 700°C durchgeführt werden konnte, ohne die Festigkeit dieser Werkstoffe zu beeinflussen. Selbst ein Überhitzen auf 800°C war unbedenklich. Erst ein Überhitzen auf 1000°C zeigte Festigkeitswerte, die den Werten von geschweißten Proben entsprachen und die Mindestwerte nicht mehr erreichten [42]. Auch die Werte der Kerbschlagbiegeversuche, die im rechten Bereich der Abbildung 52 gezeigt sind, bestätigten die Ergebnisse der Zugversuche: die Proben erfüllten sowohl bei einem Erhitzen auf 700°C als auch beim Erhitzen auf 800°C die geforderten Mindestwerte und die Werte lagen sogar deutlich über den Ergebnissen der geschweißten Proben. Die Autoren kamen zu dem Ergebnis, dass fachgerechtes, nach gültigen Regeln der Technik, durchgeführtes Flammrichten dieser Werkstoffe erlaubt werden sollte [42].

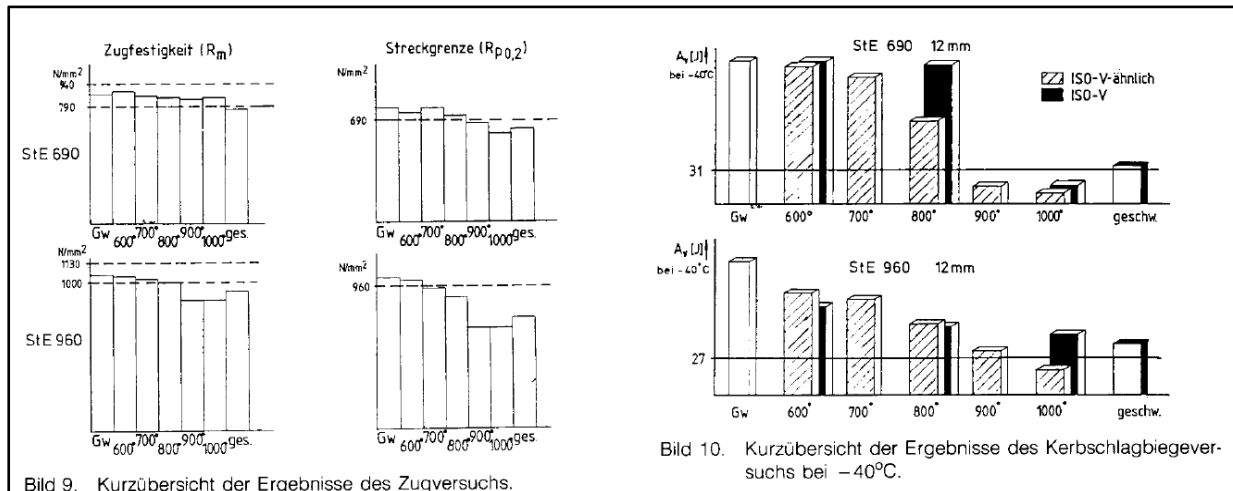


Abbildung 52: Ergebnisse der Zugversuche (links) und Kerbschlagbiegeversuche (rechts) nach [42]

In einer Untersuchung von *F. Hanus* wurde das Flammrichten an thermomechanischen Baustählen untersucht. Dabei wurden die Stahlgüten DIMARIN 36E und DI-MV 355 der Dillinger Hüttenwerke untersucht. Es handelte sich um spezielle Güten für den Schiffbau und Stahlbau, die weitgehend der Güte S355ML nach DIN EN 10025-3: 2005-02 entsprachen. Der Einfluss des Flammrichtens auf die mechanischen Eigenschaften dieser Güten wurde durch Betriebsversuche, mit der Wärmefigur Wärmestrich, durchgreifender Erwärmung mit der Figur Wärmekeil und mit simulierenden Wärmebehandlungen untersucht [30].

Hanus kam zu dem Ergebnis, dass sich beide thermomechanisch gewalzten Stähle problemlos flammrichten ließen und unter bestimmten Voraussetzungen keine Beeinflussung der mechanischen Eigenschaften zu erwarten war. Die Voraussetzung bei der Figur Wärmestrich sollte die Einhaltung einer maximalen Oberflächentemperatur von 900°C sein, die ein erfahrener Flammrichter durch Kontrolle der Glühfarbe unmittelbar nach dem Entfernen des Brenners einhalten konnte. Bei der durchgreifenden Erwärmung sollte die Flammrichttemperatur bei kurzer Haltezeit auf 700°C und bei längerer Haltezeit auf 600°C beschränkt werden. Bei höheren Temperaturen war ein Abfall der Streckgrenze zu erwarten, die unter den geforderten Mindestwerten des Grundwerkstoffes liegen konnten [43]. Da das Aufheizen und Abkühlen bei der durchgreifenden Erwärmung vergleichsweise langsam fortschritt, sollten zur Temperaturkontrolle ein Anlagethermometer oder Thermokreiden verwendet werden [30].

In der Arbeit von *H. Jansen* [44] wurden Beispiele für das Flammrichten von hochfesten vergüteten Feinkornbaustählen sowie austenitischen Stählen untersucht [44]. Dabei nahm er in seinen Schlussfolgerungen für die hochfesten wasservergüteten Baustähle Bezug auf die Arbeit von *M. Nies* und *V. Schuler* [42]. Der Autor kam zu dem Schluss, dass sich bei Flammrichttemperaturen bis zu 800°C die Werkstoffe StE 690 und StE 890 problemlos flammrichten ließen. Dabei sollte die Wärmeführung beim Flammrichten wie beim Schweißen durchgeführt werden. Dies war beim Flammrichten genauso möglich wie beim Schwei-

ßen, da die Wärmeeinbringung, die Maximaltemperaturen, die Verweilzeit der Flamme und die Abkühlzeit den Werkstoffen und Bauteilen angepasst werden konnten. Bei Blechdicken von >15 mm sollte auf 150°C vorgewärmt werden [42, 44].

In den Untersuchungen zum Einfluss des Flammrichtens auf die Zähigkeit von thermomechanisch behandelten Baustählen von *G. Benkißer* und *G. Horn* [45] wurden Schiffsbaustähle der Kategorie E 36 untersucht. Als zu untersuchende Güte wurde der Stahl TSTE 355 in einer Dicke von 12 mm als Grobblech gewählt. Auf eine Probennahme des durch den Flammrichtvorgang wärmebeeinflussten Bereichs wurde verzichtet, da durch das Flammrichten nur eine schmale, linsenförmige Oberflächenzone beeinflusst wurde. Dieser Bereich mit Gefügeveränderungen wurde durch die Einbringung des Kerbes für die Kerbschlagbiegeversuche weitgehend beseitigt. Aus diesem Grunde wurden für die Auswertungen nur wärmesimulierte Proben verwendet [45].

Die Autoren stellten fest, dass die Gefüge der wärmesimulierten Proben bei Aufheizzeiten von 2 Sekunden auf 650°C oder 750°C keine Gefügeänderungen im Vergleich zum Grundwerkstoff zeigten, die Ferritkorngröße unverändert war und die Mikrohärtigkeit des Ferrits sich leicht erhöhte. Auch die Proben mit einer langen Aufheizzeit von 300 Sekunden auf 650°C zeigten keine merklichen Gefügeänderungen. Erst bei Temperaturen von 750°C und einer Aufheizzeit von 300 Sekunden zeigten sich die ersten Gefügeveränderungen. Die Perlitkörner verschwanden durch die Überschreitung des A_{c1} -Punktes fast vollständig. Stattdessen lagerten sich globulare Karbide an den Ferritkorngrenzen aus. Auch an diesen Stellen gab es keine bzw. nur geringfügige Änderungen der Korngröße und der Mikrohärtigkeit des Ferrits [45].

Die Vergleiche der Kerbschlagbiegeversuche zeigten, dass es keinen Einfluss bei den wärmesimulierten Proben gab. Es ergab sich bei der längeren Glühdauer eher eine Zunahme der Zähigkeit und einen leichten Abfall der Härte durch den Weichglüheffekt [45].

Zusammenfassend stellten die Autoren *G. Benkißer* und *G. Horn* fest, dass die durchgeführte Wärmesimulation, die den Flammrichtvorgang darstellen sollte, zu keinen unzulässigen Gefüges oder Zähigkeitsabfällen führte. Die Aussage wurde durch die nicht veränderte Ferritkorngröße begründet, die den wesentlichen Faktor für die Festigkeit und Zähigkeit als integrale Größe aus dem Produkt von Festigkeit und Duktilität des Stahls identifiziert wurde [45].

Die Ergebnisse zeigten, dass der Flammrichtvorgang, also die Erwärmung, schnell zu erfolgen hatte und die Spitzentemperaturen eingehalten werden mussten. Beim exakten technologischen Flammrichten ließen sich keine Gefährdungen des Bauteils infolge unzureichender Festigkeit oder Zähigkeit erkennen, da in den flammgerichteten Bereichen üblicherweise keine geometrischen Kerben vorlagen [45].

Das Flammrichten von TM-Stählen mit Streckgrenzen von 355 bis 690 N/mm² wurde 1993 von *H. Ornig*, *R. Rauch* und *A. Holzinger* untersucht [28]. Dabei wurden der Einfluss des Flammrichtens auf die Werkstoffe BStE 355 TM, BStE 500 TM sowie QStE 690 TM im Vergleich zum St 52-3 analysiert (siehe Abbildungen 53 und 54). Die TM Stähle waren mit Niob und Titan mikrolegiert. Die Steigerung der Streckgrenze von 355 N/mm² auf 500 N/mm² wurde durch eine Erhöhung des Mangangehaltes erzielt, die Erhöhung der Streckgrenze auf 690 N/mm² durch eine zusätzliche Legierung mit Kupfer, Nickel und Vanadin sowie einer beschleunigten Abkühlung des Warmbandes eingestellt [28].

Die Ergebnisse der mechanischen Eigenschaften der Güte BStE 355 TM nach Durchführung der Wärmefigur Flammstrich zeigten einen Anstieg der Härte an den Werkstückoberflächen und damit einen Anstieg der Festigkeit und der Streckgrenze; gleichzeitig erhöhte sich die Kerbschlagarbeit. Diese Verbesserungen der mechanischen Eigenschaften resultierten aus der Umwandlung des ferritisch-perlitischen Gefüges in ein feinkörniges bainitisches Gefüge durch die rasche Abkühlung [28].

Die Härteverläufe für den St 52-3 zeigten bis zu einer Spitzentemperatur von 850°C deutliche Härteanstiege an der Oberfläche, die mit einer Martensitbildung in den teilaustenitisierten Bereichen durch die beschleunigte Abkühlung begründet wurde. Die Spitzentemperatur von 950°C führte zu vollständigen Austenitisierung des Gefüges an der Oberfläche und einer Rückumwandlung in die Zwischenstufe ohne Martensitanteile. Streckgrenze, Zugfestigkeit und Kerbschlagarbeit wurden beim St 52-3 durch Flammstriche im Spitzentemperaturbereich von 700 °C bis 1000°C leicht erhöht [28].

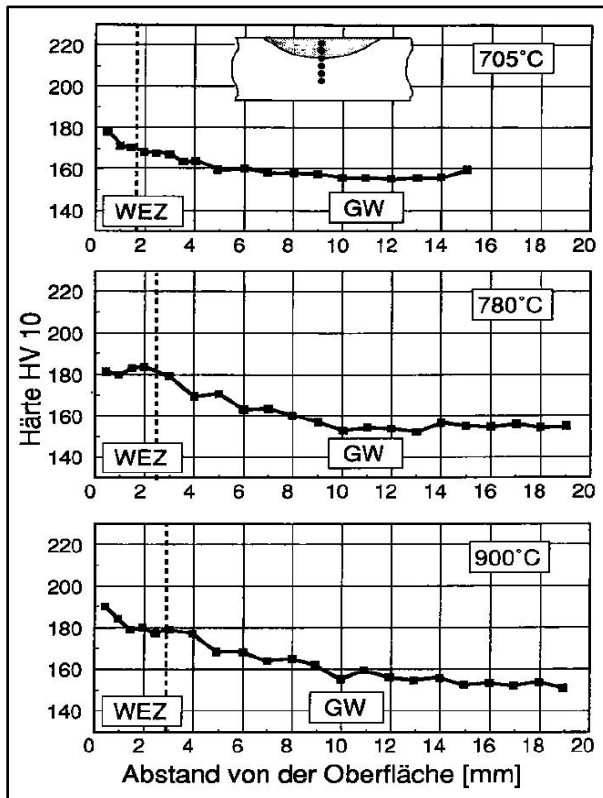


Abbildung 53: Flammstriche am BStE 355 (20 mm Dicke), Härteverlauf senkrecht zur Oberfläche [28]

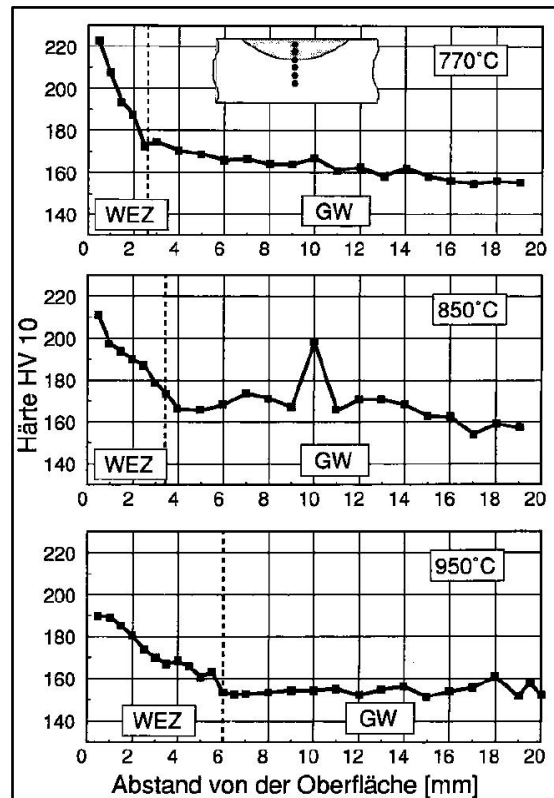


Abbildung 54: Flammstriche am St 52-3 (20 mm Dicke), Härteverlauf senkrecht zur Oberfläche [28]

Beim Flammrichten am BStE 500 TM mittels der Figur Flammstrich zeigten sich bis ca. 1000°C kleine Härtespitzen, die aus Bereichen herrühren, die knapp über A_{c1} erwärmt wurden. Die mechanischen Eigenschaften wie Festigkeit, Kerbschlagarbeit änderten sich nicht. Die Streckgrenze der dünnen Proben fiel etwas ab, was aber keine Auswirkung auf die Streckgrenze der dicken Proben hatte. Diese geringen Änderungen rührten aus dem nicht geänderten Gefüge her, das sowohl in der Wärmeeinflusszone als auch im Grundwerkstoff bainitisch vorlag und erst über 900°C Spitzentemperatur etwas gröber im Korn auftrat [28].

Beim Werkstoff QStE 690 TM zeigte sich ab etwa 800°C Spitzentemperatur ein zunehmender Abfall der Härte an der Oberfläche, was gleichzeitig zu einem Abfall der Festigkeit und einem Abfall der Streckgrenze durch Karbidvergrößerungen führte. Diese Änderung der mechanischen Eigenschaften rührte aus der Umwandlung des feinkörnigen bainitischen Ausgangsgefüge in ein grobkörniges ferritisches Gefüge mit Karbiden her [28].

Als Gesamtergebnis kamen die Autoren *H. Ornig*, *R. Rauch* und *A. Holzinger* zu dem Schluss, dass der Einfluss beim Flammrichten in der Wärmefigur Flammstrich auf die mechanischen Eigenschaften der Güten BStE 355 TM und St 52-3 im Wesentlichen auf die Veränderung der Korngröße in der über A_{c1} erwärmten Wärmeeinflusszone zustande kamen. Das feinere Korn bewirkte eine Erhöhung der Streckgrenze und der Kerbschlagarbeiten. Bei den härtesten Stählen BStE 500 TM (siehe Abbildung 55) und BStE 690 TM lagen schon

bei den Grundwerkstoffen kleine Korngrößen durch die höhere Legierung und die beschleunigte Abkühlung im Warmwalzprozess vor, so dass es beim Flammrichtprozess mit Spitzentemperaturen von 800°C bis 900°C zu einer Kornvergrößerung kam und damit zu einem entsprechenden Abfall der Streckgrenze und Kerbschlagarbeit [28].

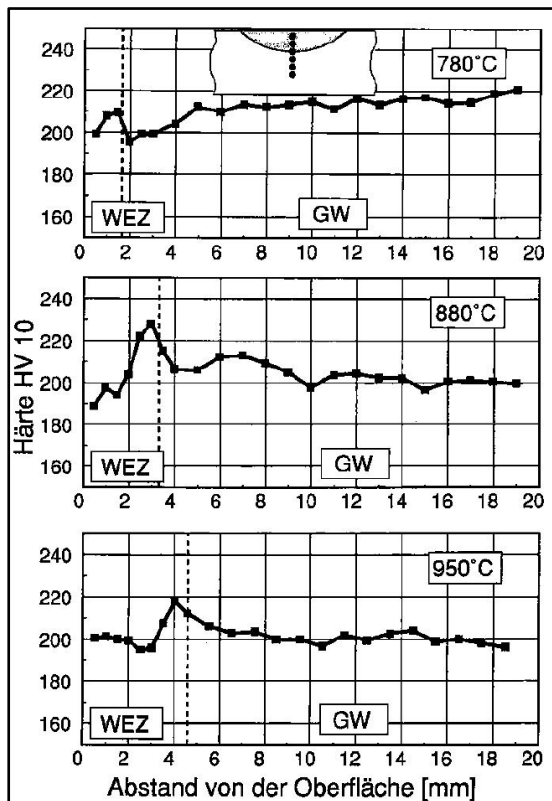


Abbildung 55: Flammstriche am BStE 500 TM (20 mm Dicke), Härteverlauf senkrecht zur Oberfläche [28]

Ähnlich lagen auch die Untersuchungsergebnisse bei der durchgreifenden Erwärmung mittels der Flammrichtfigur Wärmekeil. Die Güte BStE 355 TM zeigte kaum Änderungen bei der Festigkeit, wenn man die Spitzentemperatur von 900°C einhielt. Beim BStE 500 TM stellte sich bei dieser Wärmefigur mit einer Spitzentemperatur von 700°C ein kleiner Anstieg von Festigkeit und Streckgrenze ein. Bei Werten über 900°C fiel die Streckgrenze unter den Mindestwert. Der BStE 690 TM unterschritt bereits bei einer Spitzentemperatur von 700°C seine Mindestwerte in der Streckgrenze, Zugfestigkeit und Kerbschlagarbeit. Die Autoren schlugen bei dieser Stahlgüte ein Wasserabschrecken wegen des Vorhandenseins von härtebildenden Legierungselementen vor [28].

Weitere Untersuchungen zur Werkstoffbeeinflussung und Eigenspannungsentstehung und -verteilung beim Schweißen und Flammrichten hochfester schweißbarer Feinkornbaustähle wurden von J. Pieschel durchgeführt [46]. In dieser Dissertation wurde das Schweißen und Flammrichten auf die möglichen Veränderungen von mechanischen Eigenschaften der Werkstoffe QStE 690 TM (thermomechanisch gewalzt) mit einer Blechdicke von 8 mm und dem Werkstoff TStE 690 V (wasservergütet) mit einer Blechdicke von 10, 15 und 20 mm untersucht [46].

Die Untersuchungen zeigten, dass sich die Kerbschlagarbeiten beider Werkstoffe nicht durch das Flammrichten verschlechterten. Auch bei erhöhten Richttemperaturen nahe 900°C konnte keine Verschlechterung der Kerbschlagarbeiten festgestellt werden. Bei den thermomechanisch gewalzten Proben wurden sogar höhere Kerbschlagarbeiten aufgrund der Auflösung der vor dem Flammrichten ausgeprägten Walzstruktur gemessen [46].

Die Zugversuche zeigten keinen Abfall der Zugfestigkeit und Streckgrenzen bei ordnungsgemäßer Einhaltung der Flammrichttemperaturen. Überhöhte Flammrichttemperaturen verringerten die Werte der Zugfestigkeit zwischen 8 bis 18% auf die Werte des Grundwerkstoff-

fes. Die Werte der Streckgrenzen des Grundwerkstoffes wurden bei diesen Temperaturen von 9 bis 14% unterschritten. Als Ursache für diesen Abfall der mechanischen Eigenschaften wurde die Vergröberung der Feinkornstruktur identifiziert [46].

Zusammenfassend wurde festgestellt, dass sich nur für den thermomechanisch gewalzten Werkstoff kritische Zugfestigkeits- und Streckgrenzenwerte ergaben, wenn die Flammrichttemperaturen über ca. 900°C lagen. Bei dem wasservergüteten Werkstoff gab es keine Unterschreitung der Werte [46].

Der Autor kam zu dem Schluss, dass bei ordnungsgemäßer Durchführung des Flammrichtens von thermomechanisch gewalzten Stählen eine Richttemperaturmessung erforderlich war, um eine Überhitzung zu vermeiden. Aus wirtschaftlicher Sicht sollten auch bei wasservergüteten Werkstoffen Temperaturmessungen beim Flammrichten vorgenommen werden. Dafür empfahl der Autor die Infrarotmesstechnik [46].

In der Untersuchung von *W.-R. Thiele* wurde an zwei schweißgeeigneten Feinkornbaustählen StE690 und StE890 im Temperaturbereich von 600°C bis 1000°C Flammrichtvorgänge durchgeführt. Bei den Untersuchungen über den Blechquerschnitt der flammgerichteten Proben wurden Gefügeuntersuchungen und dementsprechende Härtemessungen durchgeführt. Die Ergebnisse wurden mit Mehrlagenschweißungen an den gleichen Stählen verglichen [47].

Die untersuchten Gefüge zeigten, dass durch die Flammrichtvorgänge die vergüteten Gefüge der Grundwerkstoffe verändert wurden. Kurzzeitige, eng begrenzte Flammrichtfiguren wie Wärmepunkte oder Wärmestriche verursachten Feinkornzonen in der WEZ. Aufgrund der zügigen Abkühlbedingungen entstand Martensit, der eine Härtesteigerung an der Probenoberfläche verursachte. Bei der Durchführung von durchgreifenden Erwärmungen, die mit einem Wärmefleck von ca. 30mm Kerndurchmesser und einer Temperatur von 700°C bis 1000°C erzeugt wurden, kam es beim Abkühlen zu Anlassvorgängen, die weit in den Werkstoff hineinragten. Durch die gemäßigten Abkühlungsbedingungen, selbst bei Flammrichttemperaturen von 1000°C, gab es keine ungünstige Beeinflussung der Gefüge und es waren keine negativen Beeinflussungen der mechanischen Gütewerte festzustellen [47].

Beim Untersuchen der Mehrlagenschweißverbindungen aus diesen Werkstoffen wurde festgestellt, dass auch hier Grob- und Feinkornzonen entstanden, die aber keinen negativen Einfluss auf die Zähigkeitswerte der Schweißverbindungen hatten. Die Untersuchungen zeigten, dass im Gegensatz zu den bei Schweißnähten auftretenden Gefügeänderungen beim Flammrichten keine Beeinträchtigungen der Werkstoffe zu erwarten waren [47].

In einer Untersuchung der *Dillinger Hütte* zum Flammrichten von modernen Stahlgüten für den Stahlbau kam der Autor *Lehnert* im Jahr 2014 zum Ergebnis, dass thermomechanisch gewalzte Stähle für den Flammrichtvorgang gut geeignet sind und dieselben Einschränkungen wie für konventionell normalisierte Baustähle gelten. Vergütete Baustähle sind unter Einschränkung flammrichtbar. Vergütete Baustähle der Streckgrenzenklasse S460 sind wie konventionelle normalisierte Baustähle flammrichtbar, wenn das Kohlenstoffäquivalent niedrig ist [48].

In einer Untersuchung an der *Schweißtechnische Lehr- und Versuchsanstalt (SLV) München* aus dem Jahr 2007 wurden die Werkstoffe S690 QL und S960 QL an zwei verschiedenen dicken Stahlplatten mit einer Dicke von 15 und 40 mm flammgerichtet. Die Versuche zeigten, dass die 40 mm dicken Platten in der Güte S690QL in der Hälfte der Fälle nach der oberflächlichen Erwärmung die Mindeststreckgrenze von 690 MPa unterschritten. Der Werkstoff S960QL in einer Dicke von 15 mm erreichte nach der oberflächlichen Erwärmung immer die geforderte Mindeststreckgrenze von 960 MPa. Beide Werkstoffe erreichten bei den 40 mm dicken Proben und einer durchgreifenden Erwärmung, die mit Flammrichttemperaturen von über 1000°C erzielt wurde, die vorgegebenen Mindeststreckgrenzenwerte nicht [49].

Eine sehr umfassende Untersuchung über den Einfluss des Flammrichtens auf verschiedene höherfeste Werkstoffe im Vergleich zu normalisierten Baustählen zeigte das *Optistraight Pro-*

jekt der *Europäischen Kommission* [1] sowie der zugehörigen Untersuchungen von Feldmann und Schäfer [52,53]. Bei dieser Untersuchung wurden Bleche in der Dicke von 20 und 50 mm in den Güten S235JR, S355 J2+N, S460ML, S690QL und S890QL beim Flammrichten untersucht.

Die experimentellen kleinmaßstäblichen Untersuchungen wurden u.a. mit Wärmestrichen an Platten mit einer Dicke von 20 mm und 50 mm durchgeführt. Die anschließenden Materialuntersuchungen zeigten, dass nach den Flammrichtprozessen mit hohen Temperaturen keine bedeutenden Veränderungen der mechanischen Eigenschaften zutage traten, mit Ausnahme des Werkstoffs S235J0 in der Plattendicke von 20 mm, der beim Kerbschlagbiegeversuch versagte. Bei den wasservergüteten Stählen S690QL und S890QL wandelte sich das bainitische Gefüge in ein feinkörniges ferritisch-perlitisches Gefüge in beiden Plattendicken um. Trotz der Umwandlung zeigten die Zugversuche und Kerbschlagbiegeversuche dieser Stähle keine wesentlichen Verschlechterungen der mechanischen Eigenschaften [1, 52, 53].

Die Ergebnisse des *Optistraight Projektes* zeigten außerdem, dass es einen Einfluss des Wärmeeintrags durch die Spitzentemperaturen, die Abkühlzeiten $t_{5/3}$ und die daraus resultierende Verformung gab. Für den Wärmeeintrag gab es eine Obergrenze, wobei nach weiterer Erhöhung des Wärmeeintrages die Verformung eher geringer wurde. Dieser Effekt resultierte aus dem geringeren Temperaturgradienten und der Phasenumwandlung bei hohen Temperaturen. Allerdings konnte dieser Effekt bei den wasservergüteten Werkstoffen S690 QL und S890 QL nicht festgestellt werden. Die Werkstückdicke war ebenfalls ein Faktor, der beachtet werden musste, da größere Werkstückdicken einen größeren Wärmeeintrag benötigten. Außerdem fand bei dickeren Werkstücken die Wärmeableitung dreidimensional statt, was zu kürzeren Abkühlzeiten $t_{5/3}$ führte [1, 52, 53].

Die Restspannungen aus dem Flammrichtprozess ähnelten denen eines Schweißprozesses, d.h. mit Zugspannungen im erwärmten Bereich und Druckspannungen im umliegenden kälteren, nicht erwärmten Material. Durch den Einsatz eines Gasbrenners mit hohen Temperatureinbringungen waren die Spannungen im zugbeanspruchten Teil größer als in dem druckbeanspruchten Teil. Die maximale Zugspannung erreichte für jedes untersuchte Material nahezu immer die Streckgrenzenwerte des Grundwerkstoffes. Bei den Proben mit hohem Wärmeeintrag, also bei den dicken Proben, bei denen hohe Spitzentemperaturen am Brenner erzielt wurden, waren die Zugspannungen reduziert und neigten zur Kompression (Schrumpfen). Ursache für diesen Effekt könnte eine Phasenumwandlung während der Aufheizphase gewesen sein. Bis zum Vorliegen neuer Untersuchungsergebnisse empfahlen die Autoren, den Wärmeeintrag beim Flammrichtprozess insbesondere bei dünnen Blechen zu begrenzen. Bei den hochfesten Baustählen, wie den Güten S690 QL oder S890 QL ging das bainitisch vergütete Gefüge im erwärmten Bereich teilweise verloren und wandelte sich in ein ferritisch-perlitisches Gefüge um. Dieser Effekt wurde bei beiden Werkstückdicken von 20 mm und 50 mm beobachtet. Die maximal erreichte Verformung war von der Festigkeit des Grundwerkstoffes abhängig, d.h. die maximale Verformung fiel bei den Werkstoffen mit hoher Festigkeit geringer als bei den Werkstoffen mit niedriger Festigkeit aus [1, 52, 53].

Die in den experimentellen Untersuchungen gewonnenen Ergebnisse wurden in großmaßstäblichen Versuchen an verschiedenen Trägern (I-, H-, T- und L-Formen übertragen) und auch an Schweißverbindungen untersucht. Die Ergebnisse zeigten, dass bei oberflächlichen Erwärmungen im Temperaturbereich unter 650°C-700°C keine Verschlechterung der mechanischen Eigenschaften festzustellen waren. Bei durchgreifenden Erwärmungen mit Temperaturen über 700°C wurden an den eingesetzten Werkstoffen geringfügige, aber zulässige Veränderungen der mechanischen Eigenschaften beobachtet. Lediglich der Werkstoff S235 J0 versagte, wie in den kleinmaßstäblichen Versuchen im Bereich der Kerbschlagzähigkeit. Damit kamen die Autoren zu dem Ergebnis, dass für die durchgreifende Erwärmung eine Spitzentemperatur von 700°C nicht überschritten werden sollte. Diese Temperatur sollte insbesondere bei ferritisch-perlitischen Stählen eingehalten werden. Für eine kurze oberflächliche Erwärmung konnten höhere Temperaturen angewendet werden [1, 52, 53].

Die Verfasser der Studie *Optistraight* kamen auch zu dem Schluss, dass der Flammrichtvorgang in der Werkstatt durch die manuellen Tätigkeiten in seiner Ausführung sehr hohen Schwankungen unterlag. Dies waren insbesondere die Prozessparameter: Einstellung des Brenners, Abstand zwischen Brenner und Werkstück, Geschwindigkeit der Brennerführung und die Art des Pendelns des Brenners bei breiten Wärmefiguren. All diese Parameter hingen in großem Maße von der Erfahrung und Fähigkeit des Flammrichters ab [1, 52, 53].

Damit kamen die Autoren der Studie *Optistraight* zu der Schlussfolgerung, dass ein Flammrichtvorgang erfolgreich ist, wenn zwei Bedingungen erfüllt werden [1]:

Die Werkstoffe verändern ihre mechanischen Eigenschaften nicht negativ, wenn bestimmte Spitzentemperaturen nicht überschritten werden. Aus diesem Grunde wurde eine Empfehlung für die Spitzentemperaturen in dem Kapitel 2.6. Abbildung 34 als Richtlinie erarbeitet [1]

Der gewünschte Richterfolg stellt sich ein, wenn der Brenner und die Handhabung des Brenners durch den Flammrichter optimal durchgeführt werden. Dazu sollte von dem Flammrichter unmittelbar nach dem Richtvorgang die Temperatur vom Werkstück gemessen werden, wobei 5 Sekunden nicht überschritten werden sollten. Die Wärmeeinbringung und Erwärmungszeit müssen durch geeignete Maßnahmen kontrolliert werden, dazu zählen Messungen dieser Parameter mit Thermoelementen, Kontaktthermometer, optische oder Infrarot-Pyrometer, Wärmebildkameras, Temperaturfarbschriebe oder die visuelle Kontrolle durch den Flammrichter [1, 52, 53].

2.8 Zusammenfassung des Standes der Technik beim Flammrichten hochfester Feinkornbaustähle

Die vorliegende Literaturrecherche hat gezeigt, dass es beim Flammrichten von hochfesten Feinkornbaustählen noch erheblichen Forschungsbedarf gibt.

Grundsätzlich sind nach Sichtung der vorhandenen Literatur Flammrichtprozesse an den meisten untersuchten hochfesten Baustahlgüten möglich, ohne die mechanischen Eigenschaften massiv zu verschlechtern. Es hat sich jedoch gezeigt, dass diese Stähle in Bezug auf den Wärmeeintrag sehr umsichtig flammgerichtet werden müssen, um unzulässige Spitzentemperaturen an der Oberfläche und im Werkstück zu vermeiden.

Grundsätzlich kritischer waren thermomechanisch gewalzten Werkstoffe beim Flammrichten. Hier konnte es bei einer Überschreitung der Spitzentemperatur zu unerwünschten Gefügewandlungen kommen. Dieser Effekt wurde bei den wasservergüteten Baustählen in mehreren Untersuchungen nicht festgestellt [1, 52, 53].

Die für die verschiedenen Werkstoffe vorgegebenen Spitzentemperaturen lagen in verschiedenen Untersuchungen mehrere hundert Grad auseinander.

Die Messung der Spitzentemperaturen war sehr schwierig und vor allen Dingen in der Praxis auf Baustellen und in Werkstätten fast nicht umsetzbar. Durch die manuelle Durchführung des Flammrichtprozesses kam es unweigerlich zu einem breiten Toleranzband bei den Spitzentemperaturen. Die Abkühlzeiten hingen von der Werkstückdicke und dem Wärmeeinbringen des Flammrichters ab und waren ohne Infrarotkamera schlecht messbar. Außerdem kühlte der Werkstoff in verschiedenen Positionen des Werkstückes unterschiedlich schnell ab.

Der Richterfolg, also die erzielte maximale Verformung, wurde nur in der *Optistraight Untersuchung* analysiert, eine Reihenuntersuchung fehlt hierzu noch.

Alle Richtlinien geben nur Spitzentemperaturen ohne Zeitkomponente vor. Die Höhe der Spitzentemperatur ist aber zeitabhängig; d.h. bei großflächigen Wärmefiguren kann es relativ schnell zum Überschreiten der Spitzentemperatur kommen und damit zu Gefügebeeinflussungen, die wiederum unzulässige mechanisch-technologische Eigenschaften der Materialien hervorrufen.

Kapitel 3 Experimentelle Durchführung der Vorversuche

3.1 Einführung

Das Ziel der Vorversuche diente der Verifizierung des Konzeptes und Ermittlung der Funktionsfähigkeit des Versuchsstandes sowie der eingesetzten Messmittel.

Das geplante Konzept sah eine an der Blechdicke orientierten Flammrichtspurbreite vor. Es wurde die Figur Wärmestrich gewählt (siehe Abschnitt 2.4.3, c). Die Figur „Wärmestrich“ wurde ausgewählt, da diese in der industriellen Anwendung des Flammrichtens häufig eingesetzt wird. Bei dieser Figur kann unterschiedlich viel Wärme in das Werkstück eingebracht werden. Die Breite des Wärmestriches wurde abhängig zur Blechdicke gewählt, d.h. die Breite der Wärmestriche variierte von einmal bis viermal der Blechdicke. Im Fall der Vorversuche mit 10 mm dicken Blechen waren dies damit 10 mm, 20 mm, 30 mm und 40 mm Breite des Wärmestriches. Durch die Veränderung der Wärmestrichbreite wurde eine unterschiedlich tiefe Wärmeeinbringung und damit eine Veränderung der Wärmeeinflusszone (WEZ) erwartet, die mit einer Veränderung der Verformung einhergehen könnte.

Alle Flammrichtfiguren der Vorversuche und auch der Hauptversuche wurden manuell von einem erfahrenen Flammrichter durchgeführt. Es wurde immer ein Einlochbrenner FB-A10 verwendet (Abbildung 56).



Abbildung 56: Verwendeter Einlochbrenner

Um eine konstante Einstellung der Gas- und Sauerstoffmengen zu gewährleisten, wurde nach dem Abschluss des Flammrichtvorganges das Gas und der Sauerstoff an der zentralen Gasversorgung, und nicht am Brennerhandstück, geöffnet und geschlossen.

Die Einstellung der Autogenflamme wurde mit folgenden Parametern gewählt:

- Mischungsverhältnis O_2/C_2H_2 : 1,3
- Sauerstoffverbrauch: 6037 l/h
- Gasverbrauch: 4671 l/h

Das Probenmaterial wurde auf den Oberflächen mit Stahl-Strahlmittel F20 der Firma Ferrosad gestrahlt, um bei den Infrarotmessungen ein gleichbleibendes Spektrum zu gewährleisten. Bei dem Strahlmittel handelte es sich um ein niedrig gekohltes Stahlstrahlmittel mit einer Korngröße von 1,00 bis 1,60 mm.

Als Probematerial wurden 10 mm dicke Bleche in der Abmessung 400 mm x 400 mm in der Güte S355J2 (EN 10025-2) verwendet.

3.2 Versuchsaufbau

Die Versuchsvorrichtung des Vorversuchsstandes bestand aus zwei Stabstahlwinkeln, die zur Aufnahme der Probe dienen. Auf den Winkelstählen, die auf einem Stahlträger befestigt waren, wurden zwei 5 mm dicke Bleche in der Abmessung 100 x 100 mm aufgeschweißt, die zur Positionierung der Probe dienen. Die Probe wurde vor die Bleche gestellt und mit einer Schraubzwinde fixiert (Abbildung 57). Auf der Rückseite der Blechprobe wurde ein Thermoelement zur Temperaturprüfung aufgeschweißt.

Zur Durchführung der Vorversuche wurden die Temperaturen der Proben von vorn, also dem Flammrichtarbeitsplatz, mit einer Infrarotkamera gemessen. Die zu untersuchenden Proben wurden rückseitig mittels Photogrammetrie auf die entstehenden Verformungen kontrolliert (Abbildung 58).



Abbildung 57: Versuchstand für die Vorversuche mit eingespanntem Probeblech und aufgebrachtem Thermoelement

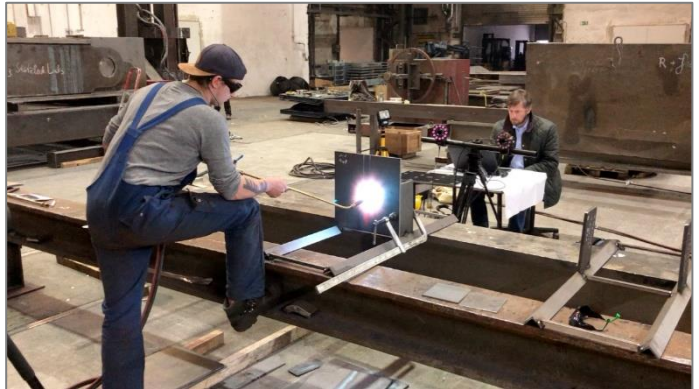


Abbildung 58: Versuchsaufbau Flammrichtarbeitsplatz mit Photogrammetriemessung

(nicht im Bild: die hinter dem Flammrichter stehende IR Kamera)

Das Flammrichten wurde in der vorgegebenen, gekennzeichneten Breite der Flammrichtfigur von unten nach oben durchgeführt. Die gewünschte Spurbreite wurde mittels einer pendelnden Bewegung des Brenners erzielt, die Breite der Richtspur wurde mit Kreide auf der Probe angezeichnet.

Die Versuche wurden ausschließlich manuell durchgeführt, um die Durchführung von Flammrichtarbeiten in der Praxis zu simulieren. Die Temperaturkontrolle während der Verfahrensdurchführung wurde durch den Flammrichter visuell ausgeführt. Der Flammrichter hatte während der Versuche keine Möglichkeit die gemessenen Temperaturen auf dem Anzeigegerät abzulesen.

Zur Ermittlung der durch den Prozess des Flammrichtens erzeugten Oberflächentemperaturen wurde eine Infrarotkamera eingesetzt. Eine Messung der Oberflächentemperaturen durch Anlegethermometer oder Temperaturfarbstifte wurde aufgrund der zu hohen Messunsicherheiten dieser Verfahren nicht gewählt. Die Überlegung zur Verwendung von Thermoelementen zur Temperaturmessung wurde ebenfalls verworfen, da die visuell, für den Flammrichter sichtbaren, Oberflächentemperaturen ermittelt werden sollten und die Drähte von eingesetzten Thermoelemente auf der Oberfläche in der Flamme verglühen würden.

3.3 Ermittlung des Emissionsgrades zur Kalibrierung der Infrarotkamera

Die Eichung einer der eingesetzten Infrarotkamera geschah durch die Ermittlung des Emissionsgrades des zu messenden Materials. Dies ist insbesondere beim Flammrichten schwierig, da sich mit zunehmender Temperaturerhöhung die Farbe der Oberfläche der Stahlproben durch Bildung von Anlauffarben verändern und damit der Emissionsgrad der Infrarotkamera, welcher der Korrekturfaktor der gemessenen Spektren in Bezug auf die realen Temperaturen ist, einen anderen Wert annehmen könnte.

Aus diesem Grunde wurde die Infrarotkamera vorab in einem Laborversuch kalibriert. Dafür wurde in einem Ofen eine gestrahlte Probe auf 800°C durchgehend erwärmt. Die Temperatur der Probe wurde mittels aufgebrachtener Thermoelemente kontrolliert. In Schritten von 100 K wurde der Emissionsgrad der Infrarotkamera aufgenommen. Es wurden auf der Blechprobe insgesamt drei Messpunkte mit einem Radius von 5 Pixeln aufgezeichnet, was einem Messpunktdurchmesser von 10 mm entsprach. Die Position der Messpunkte wurde

oben, in der Mitte und unten auf der Blechprobe festgelegt. Bei diesen Versuchen wurde ein Emissionsgrad mit $\epsilon=0,80$ ermittelt.

3.4 Ergebnisse der durchgeführten Vorversuche

3.4.1 Temperaturmessungen

Die Temperaturmessungen der Vorversuche wurden mit einer Wärmebildkamera der Firma INFRATEC durchgeführt. Die angewandte Infrarot Thermographie Software IRBIS 3 war ebenfalls ein Produkt der Firma INFRATEC. Dabei wurden folgende Kameraparameter gewählt:

Abstand Kamera/Probe:	1200 mm
Auflösung:	640 x 480 Pixel
Aufnahmefrequenz:	1 Bild pro Sekunde
Messpunkte:	3 Messpunkte pro Probe (20 mm von der Oberkante der Probe, Mitte der Probe, 20 mm von der Unterkante der Probe)
Messpunktgrößen:	je einen Messpunkt mit 10 Pixeln (entspricht einem Durchmesser von 20 mm), je einem Messpunkt mit 5 Pixeln (entspricht einem Durchmesser von 10mm)
Messzeit:	600 sec

Für die Durchführung der Vorversuche wurden Proben in der Stahlgüte S355 J2+N ausgewählt. Die Probenbezeichnungen mit den ausgewählten Flammrichtspurbreiten sind in Tabelle 1 dargestellt.

Tabelle 1: Probenbezeichnung der Vorversuchsproben

Probe	Flammrichtspurbreite [mm]
1.3	10
1.4	20
1.5	30
1.6	40

Die Abbildung 59 bis Abbildung 65 zeigen beispielhaft eine Bildreihe der Thermographieaufnahmen in Schritten von 100 Sekunden bei der Probe 1.6 (Spurbreite 40 mm).

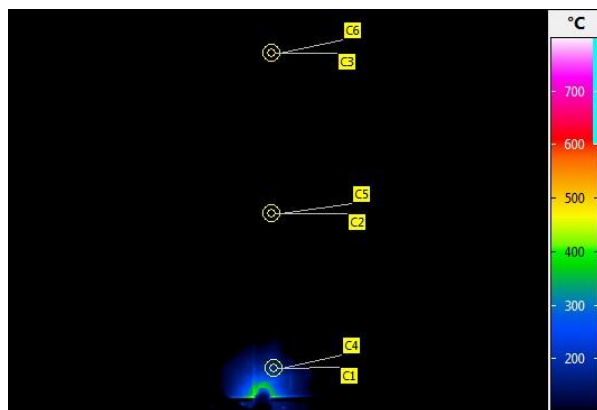


Abbildung 59: Thermographiebild, Probe 1.6; 0 sec

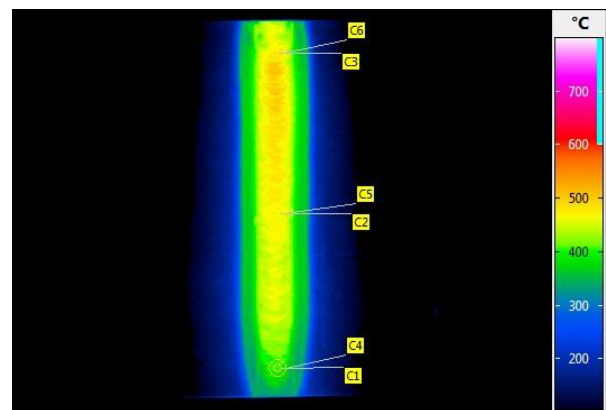


Abbildung 60: Thermographiebild, Probe 1.6; 100 sec

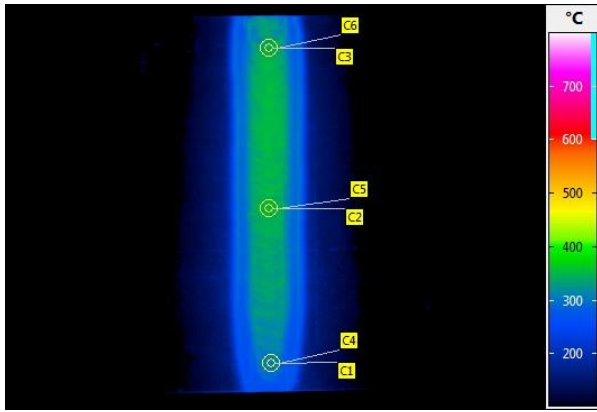


Abbildung 61: Thermographiebild, Probe 1.6; 200 sec

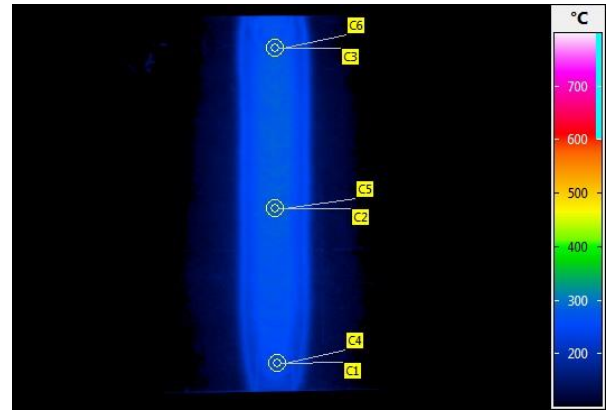


Abbildung 62: Thermographiebild, Probe 1.6; 300 sec

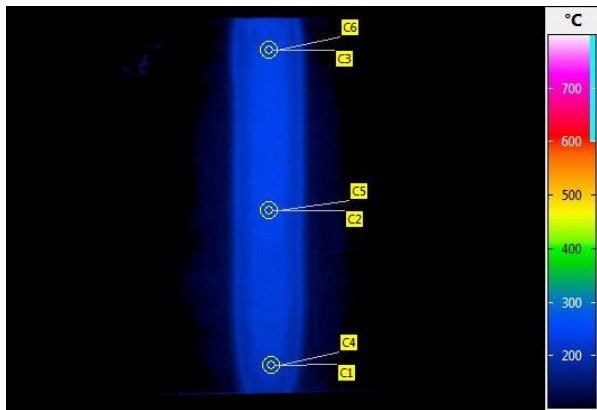


Abbildung 63: Thermographiebild, Probe 1.6; 400 sec

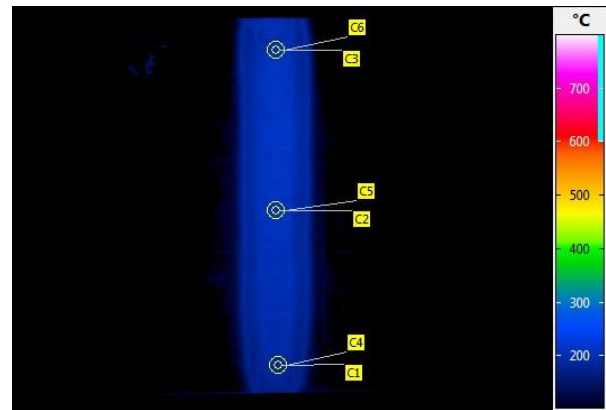


Abbildung 64: Thermographiebild, Probe 1.6; 500 sec

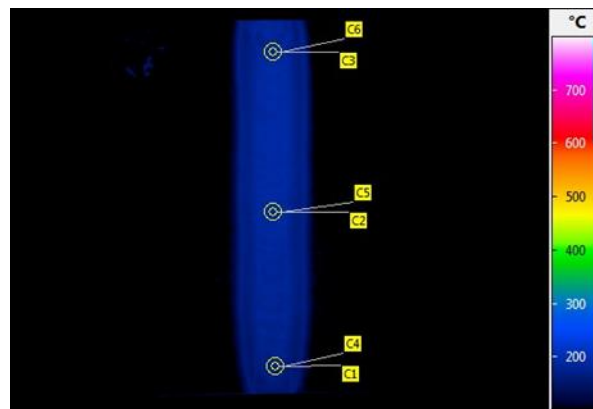


Abbildung 65: Thermographiebild, Probe 1.6; 600 sec

Die Abbildungen 66 bis 69 zeigen die Temperaturverläufe der Messpunkte über die Zeit der einzelnen Proben auf der nächsten Seite. Dabei stellen die Punkte C1, C2 und C3 die Messpunkte mit einem Durchmesser von 5 mm dar, die Messpunkte C4, C5, C6 zeigen die Messpunkte mit 10 mm Durchmesser.

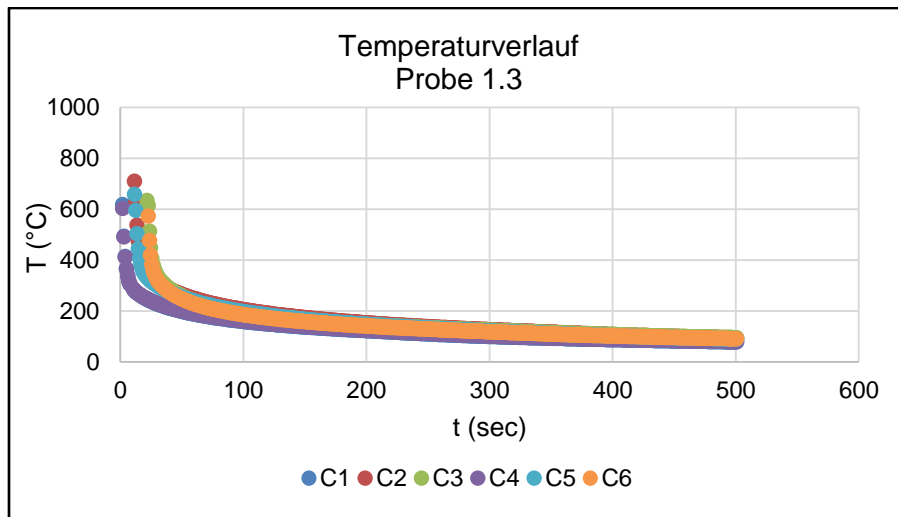


Abbildung 66: Temperaturverlauf Probe 1.3

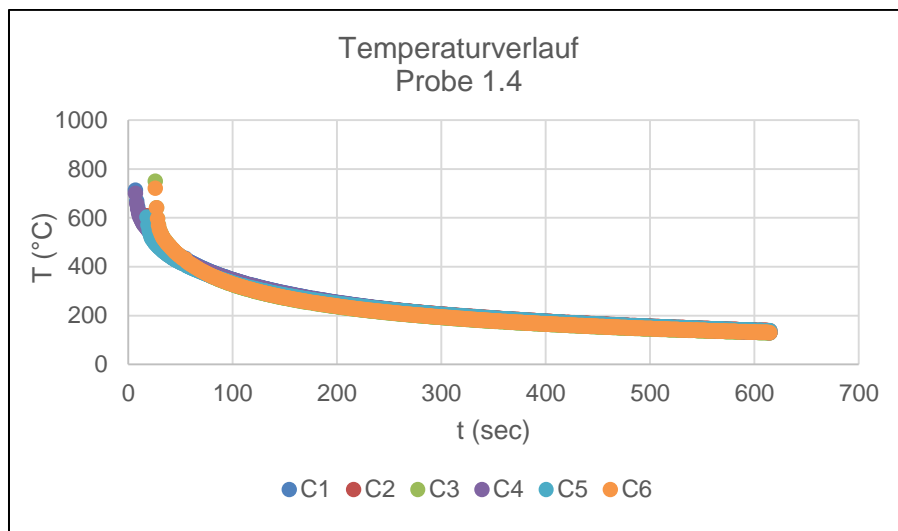


Abbildung 67: Temperaturverlauf Probe 1.4

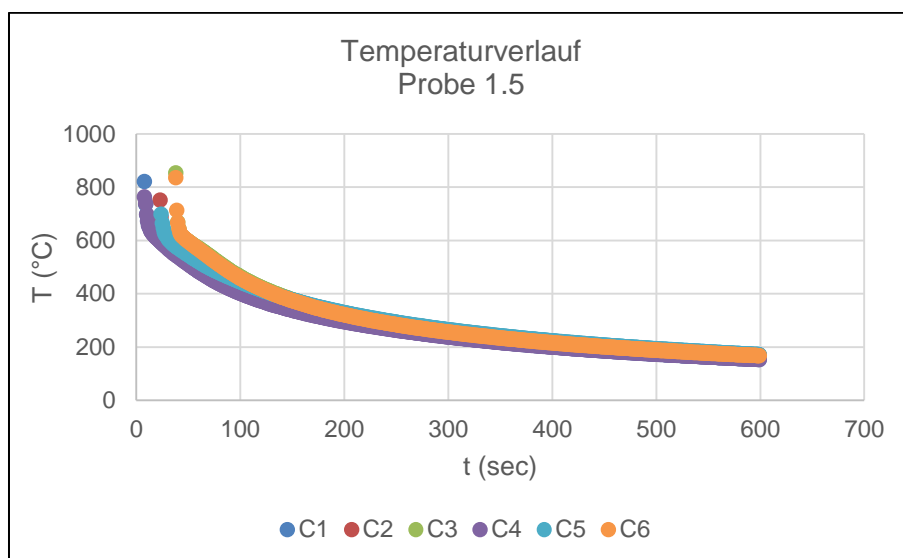


Abbildung 68: Temperaturverlauf Probe 1.5

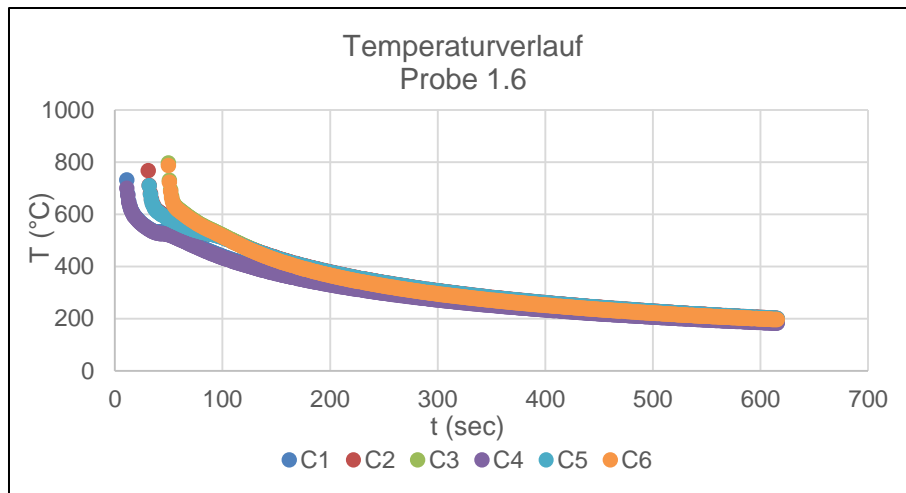


Abbildung 69: Temperaturverlauf Probe 1.6

Die Temperaturverläufe zeigen, dass es keine signifikanten Änderungen der gemessenen Temperaturen mit den unterschiedlichen Messpunktdurchmessern von 5 mm bzw. 10 mm gibt.

Die Temperaturverläufe zeigen außerdem, dass die Abkühlgeschwindigkeiten an den Messpunkten unterschiedlich lang sind. So kühlt die Probe 1.6 in der Mitte (C2, C5) von 600 $^{\circ}\text{C}$ auf 500 $^{\circ}\text{C}$ nach 63 sec ab, in den Außenbereichen an den Messpunkten C3 und C6 bereits nach 44 sec und an den Messpunkten C4 und C1 nach 49 sec.

Sowohl die aufgenommenen Bilder der IR-Kamera als auch die Messkurven zeigen, dass der Temperaturbereich zwischen 700 $^{\circ}\text{C}$ bzw. 800 $^{\circ}\text{C}$ an der Oberfläche spurbreitenabhängig und positionsabhängig abkühlt. Die Zeiten liegen zwischen maximal 100 sec bis zu minimal 4 sec.

Die Wärmebildaufnahmen und die Temperaturverläufe aller Proben zeigen, dass die Temperaturen im Bereich des Brenners 800 $^{\circ}\text{C}$ deutlich überschreiten. Zu berücksichtigen ist hier, dass Temperatur im Flammkegel des Brenners nicht unmittelbar gemessen werden konnte, da dieser Bereich durch den Brenner vor der IR-Kamera verdeckt wurde. Die kühleren Temperaturbereiche auf den Proben rund um die Brennerspitze entstanden durch den deutlich kühleren Brenner, der die Temperaturmessung in diesen Bereichen verfälschte (Abbildung 70).

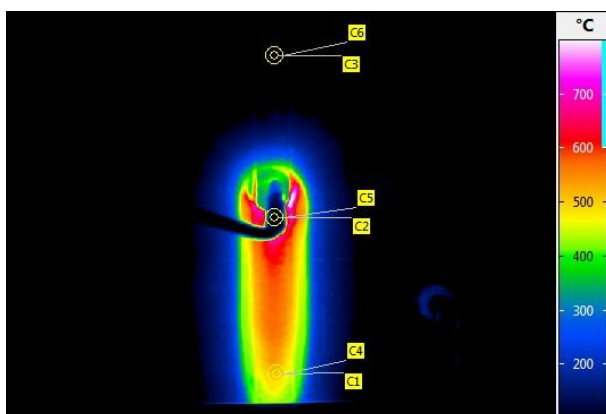


Abbildung 70: IR Aufnahme im Brennerumfeld Probe 1.6; 30 sec

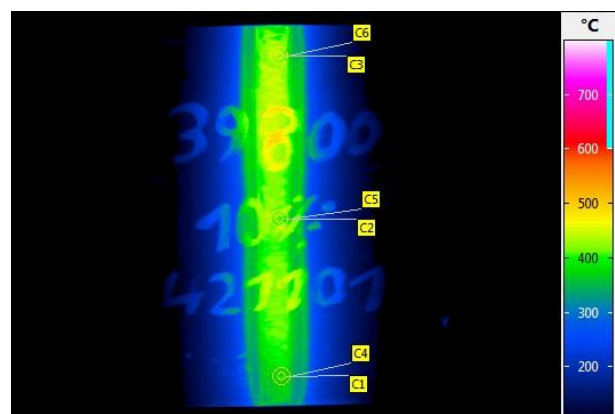


Abbildung 71: Markerspuren bei der Temperaturmessung Probe 1.5; 97 sec

Bei den Vorversuchen wurde ebenfalls festgestellt, dass eine sauber gestrahlte Oberfläche für die Messung der Temperaturen nötig ist. Abbildung 71 zeigt beispielhaft eine Oberfläche, die im Vorfeld mit einem Marker beschrieben wurde. An diesen Bereichen der Oberfläche konnte ebenfalls keine Temperatur gemessen werden, da sich die Markerspuren in den IR-Spektren wiederfanden.

3.4.2 Durchführung der Verformungsmessungen

Die Verformungsmessungen wurden mittels Photogrammetrie durchgeführt. Dazu wurden die Proben auf der Rückseite mit selbstklebenden, reflektierenden Punkten nach dem folgenden Muster beklebt:

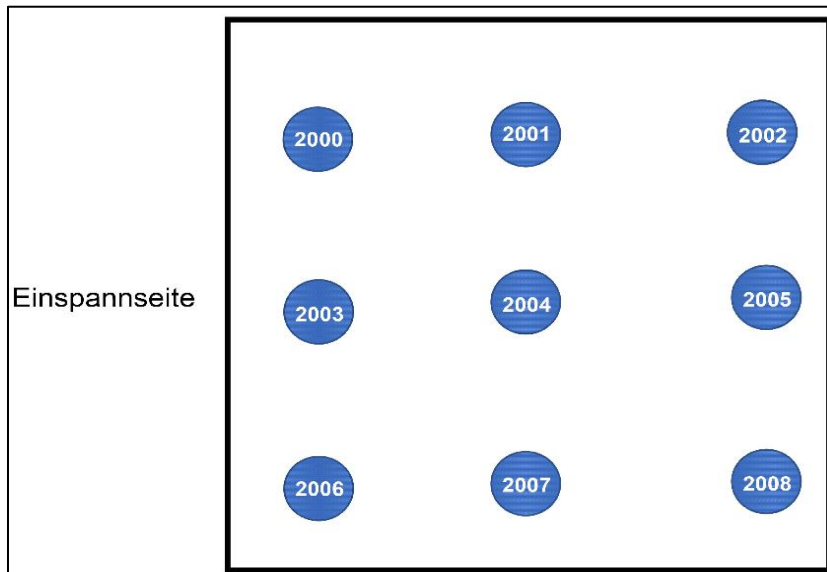


Abbildung 72: Messpunktanordnung der Photogrammetriemessungen

Die Messung erfolgte dreidimensional, also die Verformung in **X**-Achse (waagerecht), **Y**-Achse (senkrecht), **Z**-Achse (in den Raum). Die Messzeit betrug, genauso wie bei den Temperaturmessungen, 600 sec.

Die Positionen der Messpunkte wurden vor jedem Versuch auf 0 gesetzt und dann mit einer Abtastrate von 100 Nanosekunden die Verformungswerte aufgenommen.

Dabei wurden folgende Messkurven beispielhaft für die Probe 1.3 (Spurbreite 10 mm) ermittelt (siehe Abbildung 73 bis Abbildung 81).

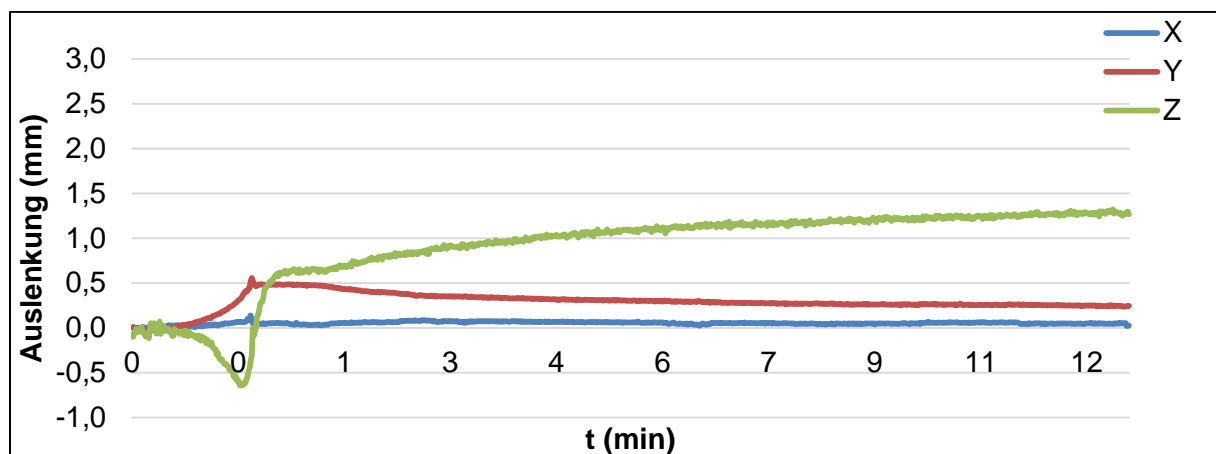


Abbildung 73: Verformungskurve Probe 1.3, Messpunkt 2000

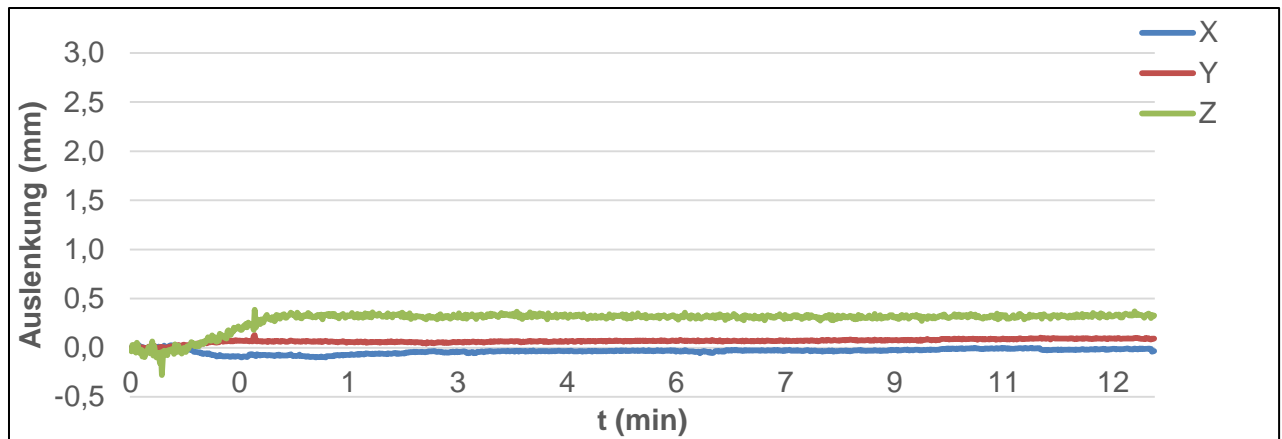


Abbildung 74: Verformungskurve Probe 1.3, Messpunkt 2001

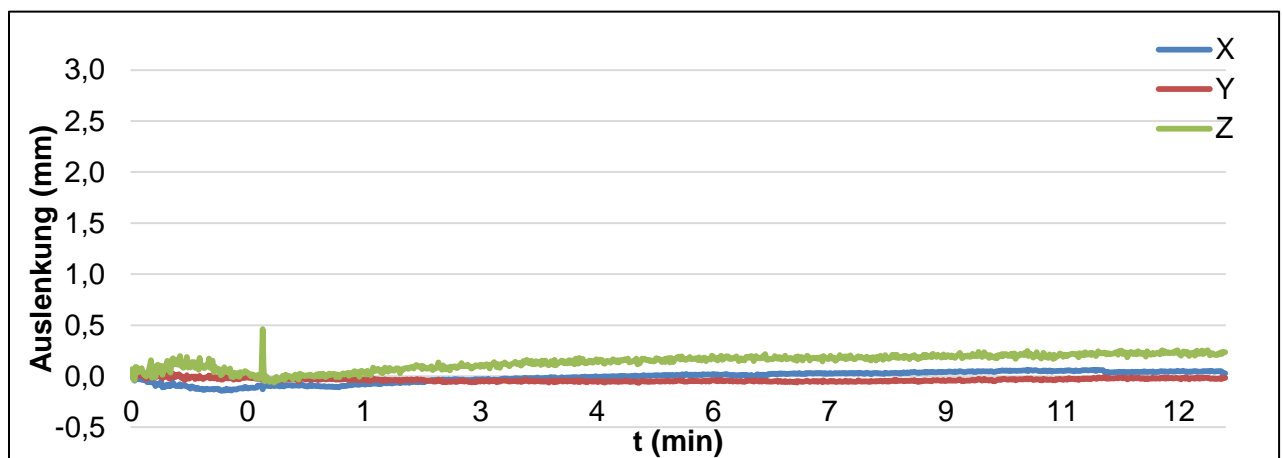


Abbildung 75: Verformungskurve Probe 1.3, Messpunkt 2002

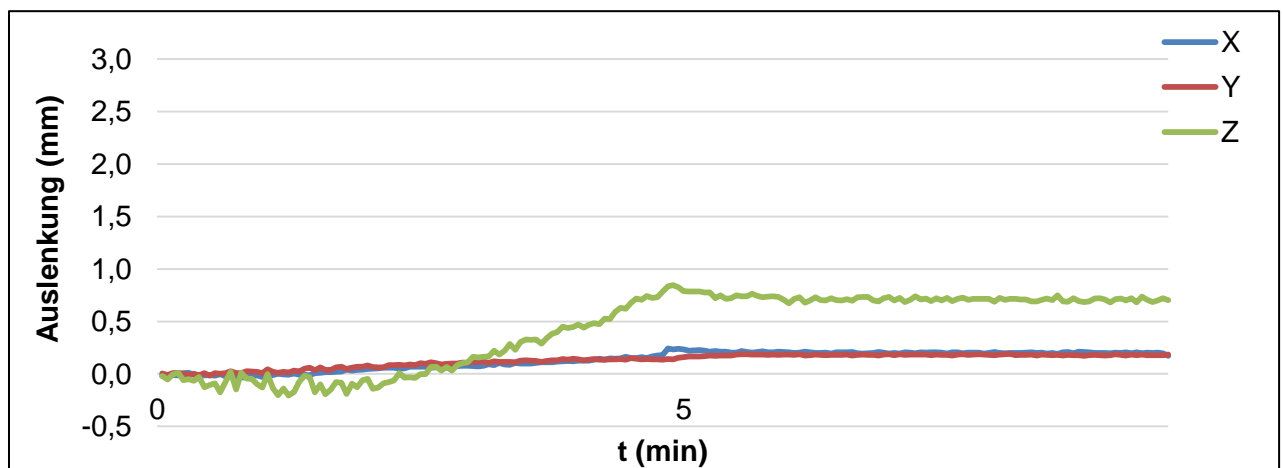


Abbildung 76: Verformungskurve Probe 1.3, Messpunkt 2003

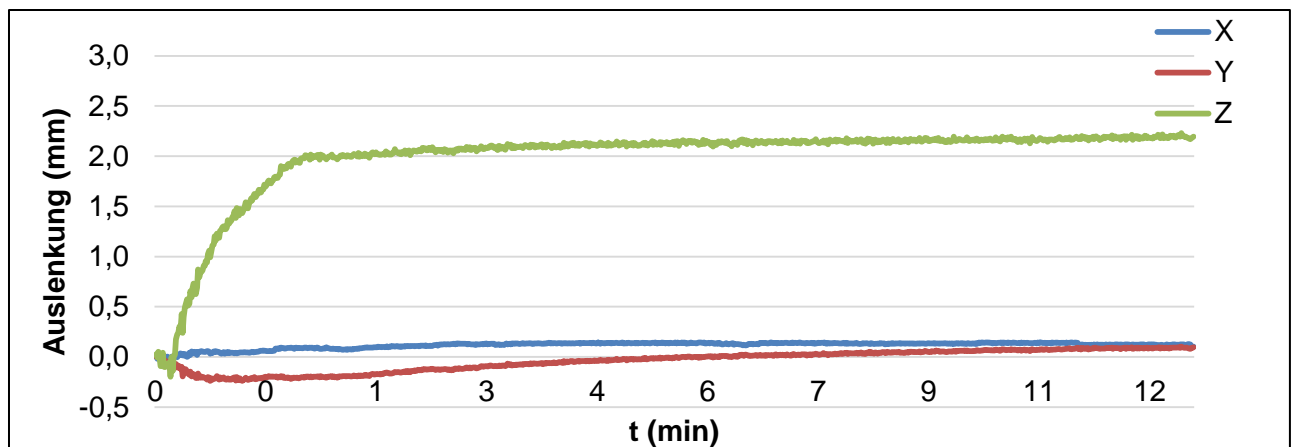


Abbildung 77: Verformungskurve Probe 1.3, Messpunkt 2004

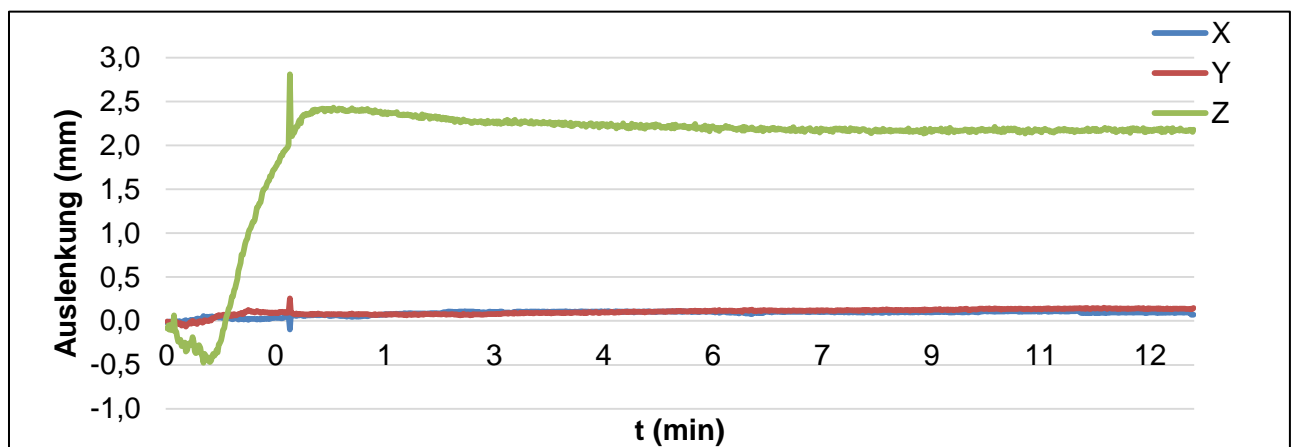


Abbildung 78: Verformungskurve Probe 1.3, Messpunkt 2005

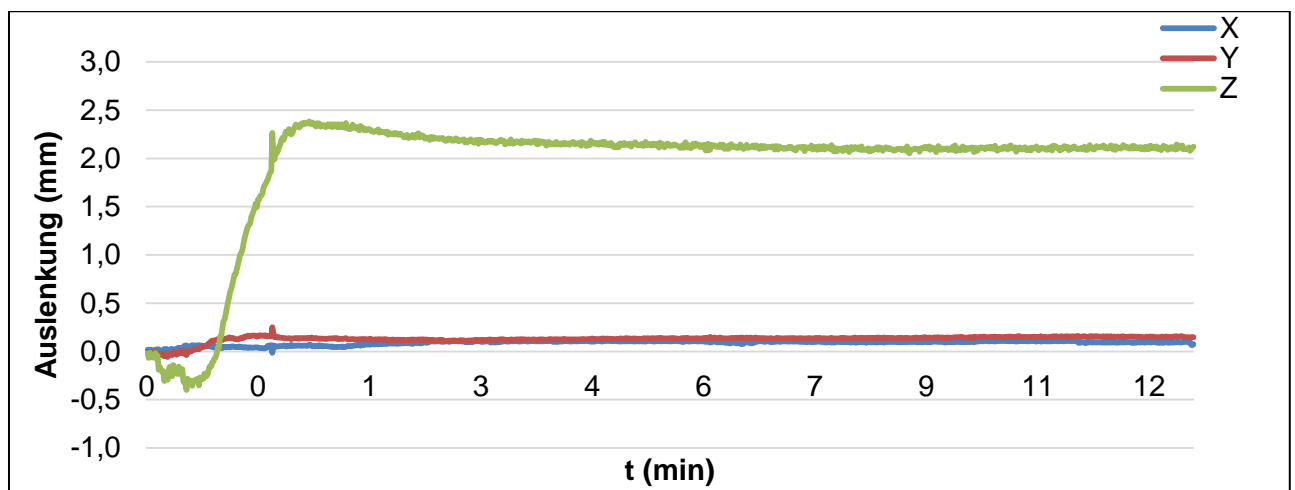


Abbildung 79: Verformungskurve Probe 1.3, Messpunkt 2006

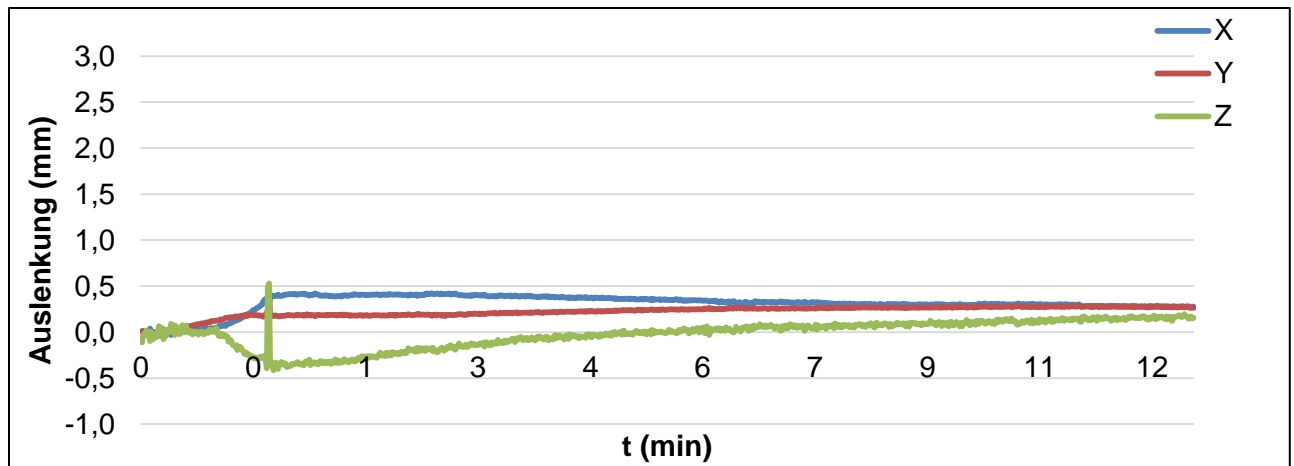


Abbildung 80: Verformungskurve Probe 1.3, Messpunkt 2007

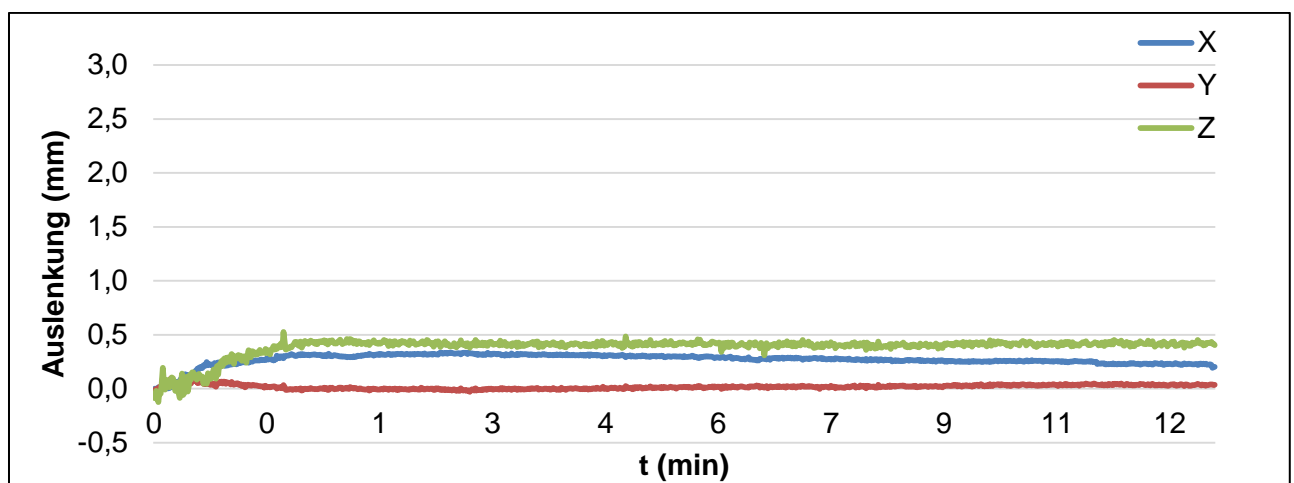


Abbildung 81: Verformungskurve Probe 1.3, Messpunkt 2008

Die Verformungskurven der untersuchten Proben zeigen, dass es in allen drei Dimensionen (X-, Y-, Z-Achsen) eine Verformung gab. Die stärkste Verformung zeigte sich in Z-Richtung. Alle Verformungen blieben dauerhaft nach der Abkühlung der Probe erhalten.

Für die übrigen Vorproben wurden folgende Maximalauslenkungen in Z-Richtung gefunden:

Tabelle 2: Maximale Auslenkung in Z-Richtung der Vorproben

Probe	Auslenkung (mm)	Messpunkt
1.3	2,4	2005
1.4	4,5	2005
1.5	10	2005
1.6	7,3	2005

Die Verformungsmessungen zeigten, dass mit zunehmender Spurbreite die Verformung in Z-Richtung im äußeren Punkt der Probenmitte am stärksten ausgeprägt war. Bei der vierfachen Spurbreite der Probe 1.6 ging die Verformung zurück.

3.4.3 Makroschliffbilder der Vorproben

Von den Vorproben wurden Makroschliffe angefertigt und die Härte HV1 mittels Kleinlasthärteprofilen sowohl in Dickenrichtung (Härteverlauf 1) als auch in Längsrichtung (Härteverlauf 2) gemessen (Bild 1). Die Untersuchungen wurden durchgeführt, um die Breite und die Tiefe der Wärmeeinflusszone metallographisch durch ein Lichtmikroskop darzustellen und auszumessen.

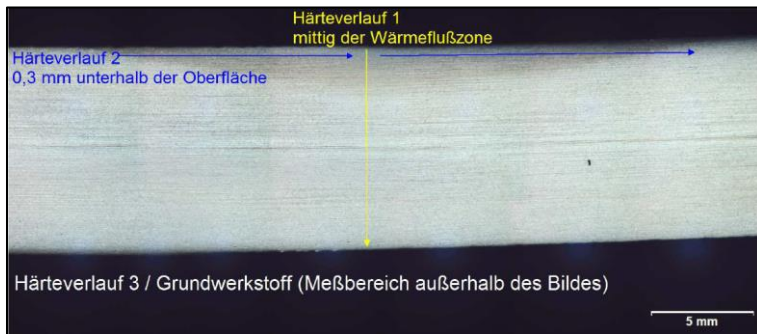


Bild 1: Makroschliff - Übersicht der Lagen der Härteprüfreihe

Die nachfolgenden makroskopischen Aufnahmen zeigen die untersuchten Proben zur Ermittlung der WEZ-Tiefe.

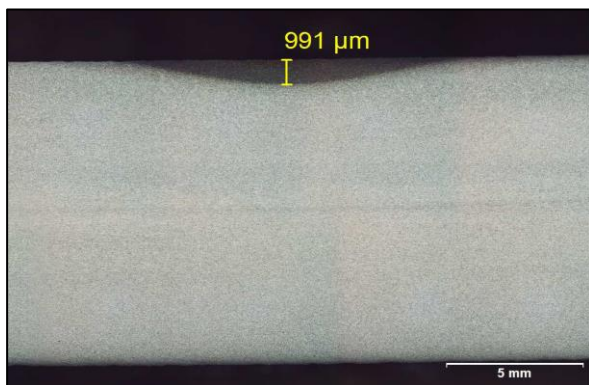


Bild 2: Makroskopische Aufnahme der Probe 1.3 (Spurbreite B= 1xT), Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

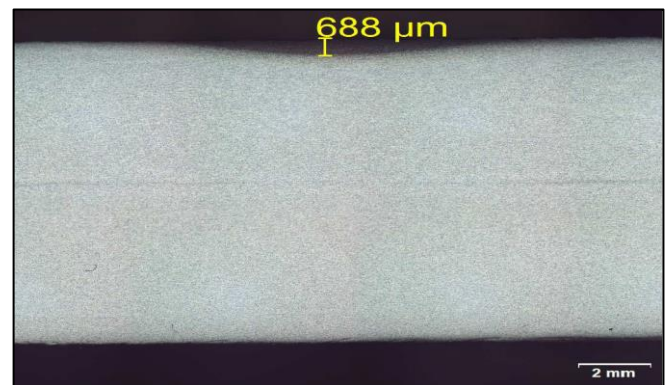


Bild 3: Makroskopische Aufnahme der Probe 1.4 (Spurbreite B= 2xT), Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

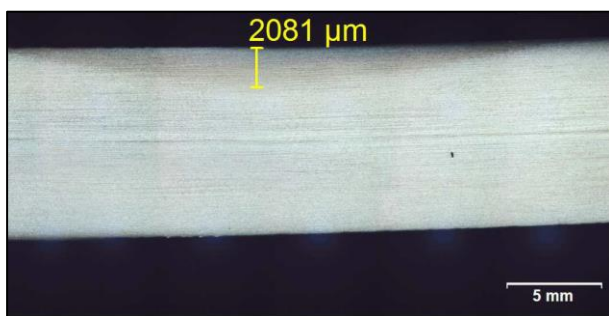


Bild 4: Makroskopische Aufnahme der Probe 1.5 (Spurbreite B= 3xT), Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

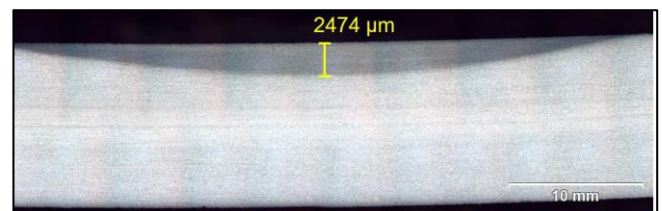


Bild 5: Makroskopische Aufnahme der Probe 1.6 (Spurbreite B= 4xT), Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

Die Tabelle 3 stellt die maximalen Tiefenwerte der WEZ in der Mitte der Flammrichtspur der untersuchten Proben dar.

Tabelle 3: Maximalen Tiefenwerte der WEZ

Probe	Maximale Tiefe der WEZ [μm]
1.3	991
1.4	688
1.5	2081
1.6	2474

In den nachfolgenden Abbildungen sind die HV1 Härteverläufe in der Systematik aus Bild 1 der untersuchten Proben dargestellt.

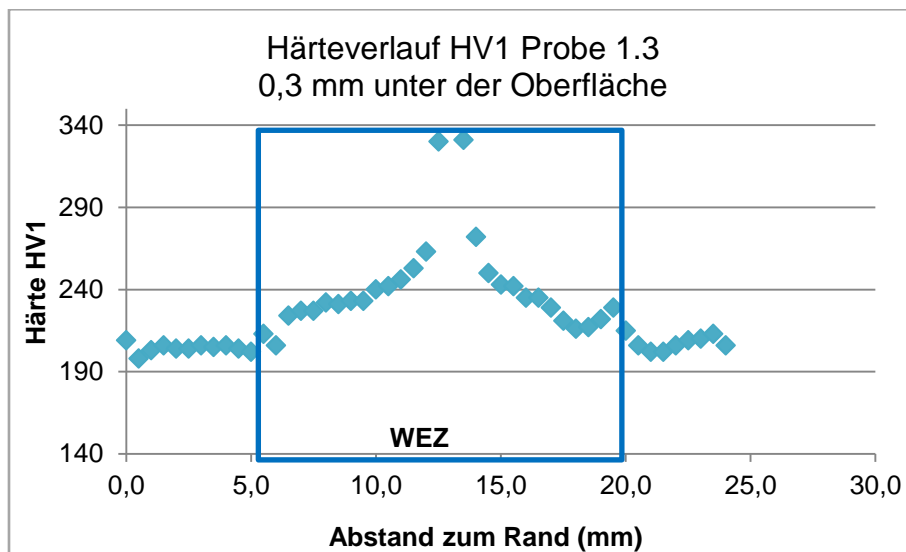


Abbildung 82: Härteverlauf der Probe 1.3 ($B=1\text{xT}$), Bereich 2, 0,3 mm unter der Oberfläche

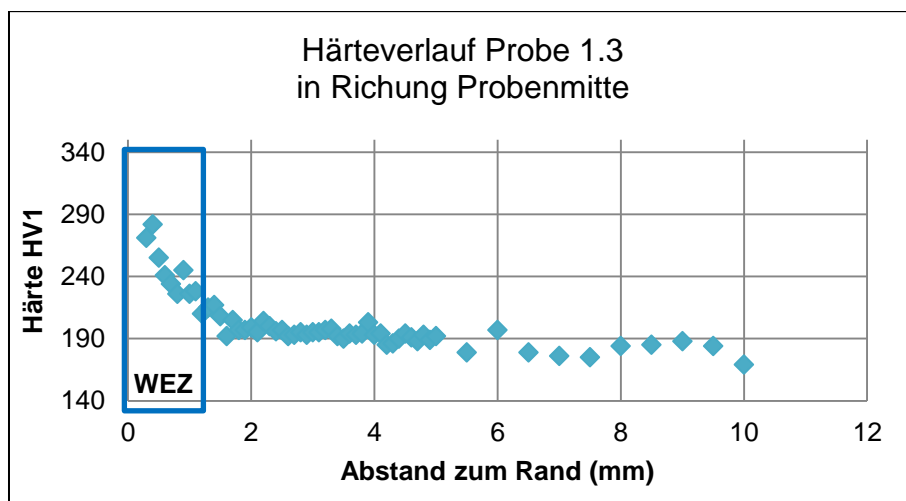


Abbildung 83: Härteverlauf der Probe 1.3 ($B=1\text{xT}$), Bereich 1, mittig in der WEZ

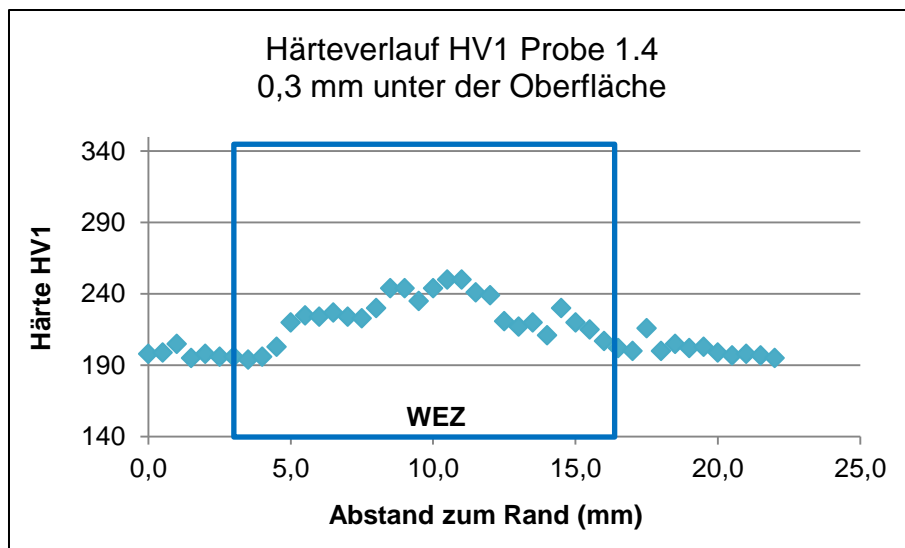


Abbildung 84: Härteverlauf der Probe 1.4 ($B=2 \times T$), Bereich 2, 0,3 mm unter der Oberfläche

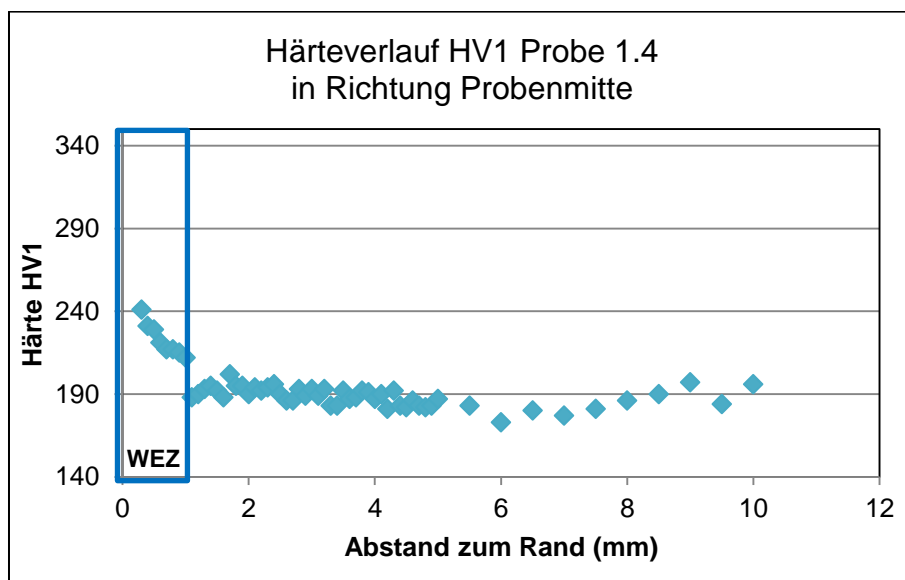


Abbildung 85: Härteverlauf der Probe 1.4 ($B=2 \times T$), Bereich 1, mittig in der WEZ

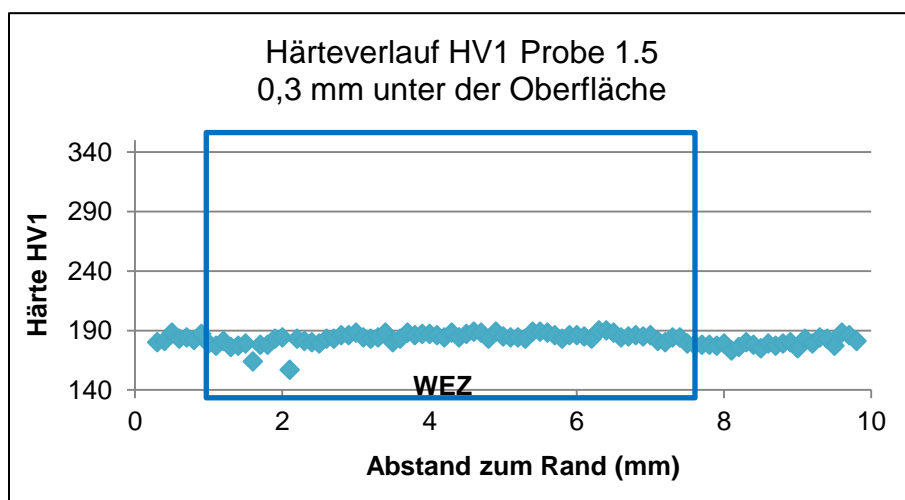


Abbildung 86: Härteverlauf der Probe 1.5 ($B=3 \times T$), Bereich 2, 0,3 mm unter der Oberfläche

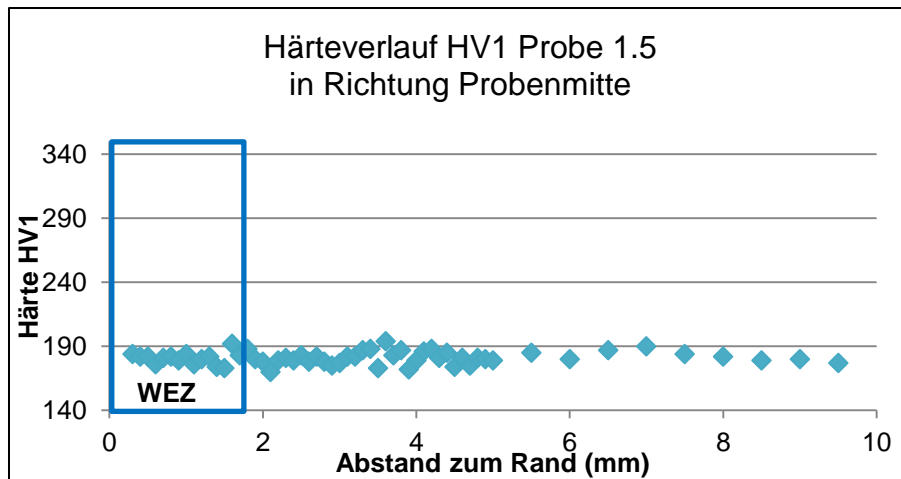


Abbildung 87: Härteverlauf der Probe 1.5 (B=3xT), Bereich 1, mittig in der WEZ

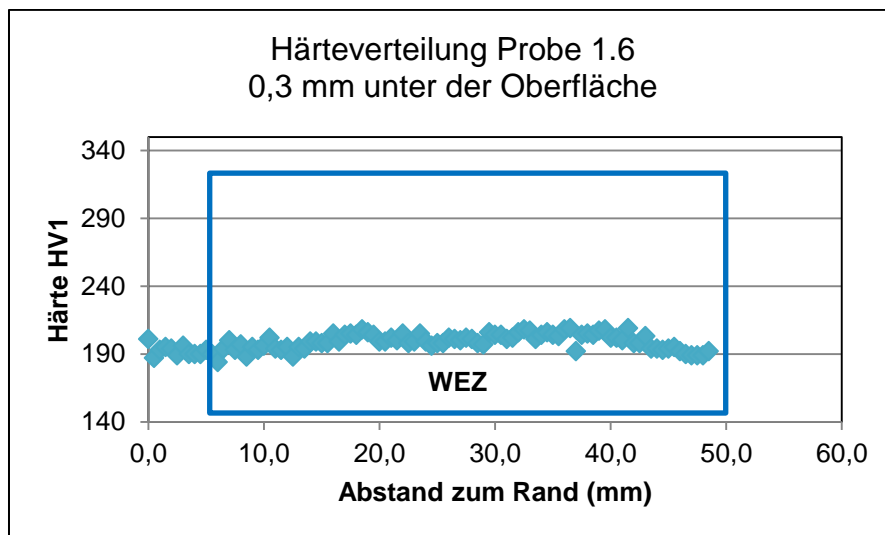


Abbildung 88: Härteverlauf der Probe 1.6 (B=4xT) Bereich 2, 0,3 mm unter der Oberfläche

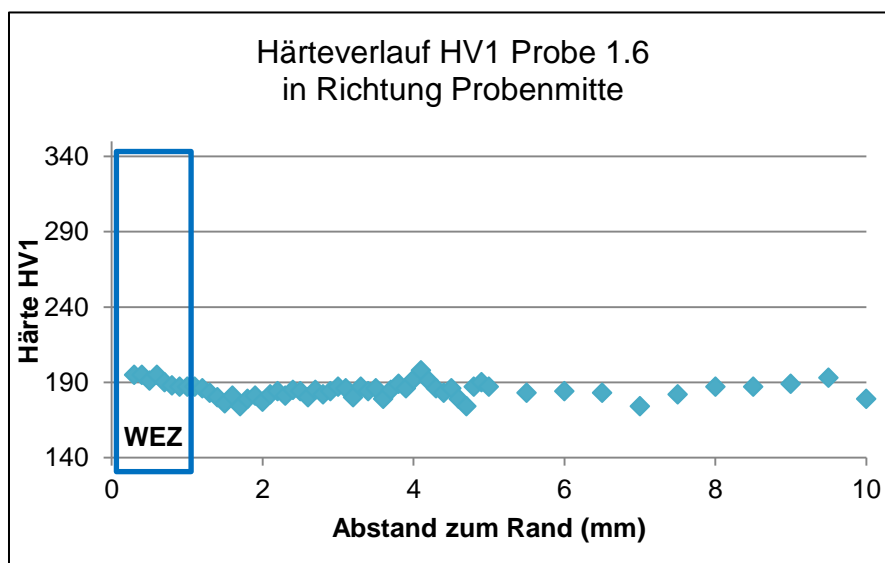


Abbildung 89: Härteverlauf der Probe 1.6 (B=4xT), Bereich 1, mittig in der WEZ

3.5 Diskussion der Vorversuchsergebnisse

Die Vorversuche haben wichtige Erkenntnisse aufgezeigt, die zur Planung und zur Durchführung der Hauptuntersuchungen benötigt wurden.

Bei den Temperaturmessungen hat sich gezeigt, dass die Abkühlzeiten der Proben über die Probenfläche von unten nach oben verschieden waren. Dies ist später bei den hochfesten, vergüteten Werkstoffen von großer Bedeutung, da sich aufgrund der Abkühlzeitverlängerung in der Probenmitte unterschiedliche Gefüge ausbilden könnten. Aus diesem Grunde wurde festgelegt, dass Härtemessungen der folgenden Untersuchungen am Anfang und am Ende der Proben und in der Probenmitte durchgeführt werden müssen, um eventuelle Härteunterschiede in diesen Bereichen zu identifizieren.

Außerdem hat sich bei den Temperaturmessungen mit Infrarottechnologie gezeigt, dass die Proben frei von oberflächlicher Korrosion, Beschriftungen und sonstigen Oberflächenbelegungen sein müssen, um die IR-Spektren fehlerfrei messen zu können. Eine exakte Messung im Flammkegel war nicht möglich, da der geführte Brenner diesen Bereich zum Teil abdeckte. Die Spitzentemperaturen variierten sehr stark und lagen stellenweise bei den Vorversuchen deutlich über 800°C.

Die Verformung in Z-Richtung war sehr viel größer als in die anderen Raumrichtungen. Diese entwickelten sich zunächst in die Gegenrichtung, da sich das Material in der WEZ ausdehnte. Nach der Begrenzung der Ausdehnung durch das umliegende kalte Material begann nach ca. 40 Sekunden der Schrumpfprozess, so dass sich eine gegenläufige Verformung durch das Schrumpfen der WEZ zeigte. Die größten Verformungen in Z-Richtung wurden an der nicht eingespannten Seite in der Probenmitte ermittelt.

Einige der aufgezeichneten Verformungsverläufe zeigten ein untypisches Verhalten, wie z.B. Schrumpfung statt Ausdehnung nach dem Aufheizen. Man konnte bei der Vorversuchsdurchführung beobachten, dass ein Klemmen mit nur einer Schraubzwinge bei einigen Proben nicht ausreichend zur Fixierung einer Probenseite war. Diese Proben bewegten sich in der Aufnahme der Schraubzwinge, so dass die Verformungswerte keine sinnvollen Ergebnisse lieferten.

Außerdem zeigten die Verformungskurven der Proben, dass bei einer Spurbreite von $B=4 \times T$ keine stärkere Verformung in Z-Richtung im Vergleich mit der Spurbreite $B=3 \times T$ hervorgerufen wurde.

Die makroskopischen Aufnahmen der untersuchten Proben (siehe Bild 2 bis Bild 5) zeigen einen typischen Verlauf der Wärmeeinflusszone von einem Flammrichtvorgang. In der Mitte der Wärmespur ist die Tiefe der Wärmeeinflusszone am größten, während sie zu den Rändern der Wärmespur geringer wird und damit abflacht.

Dies zeigten auch die Aufhärtungen in der Wärmespur, welche bei den Kleinlasthärtemessungen aufgenommen wurden. Die größten Aufhärtungen zeigten sich in den Bereichen der höchsten Wärmeeinwirkung, nämlich in der Mitte der Wärmespur. Außerdem zeigte sich, dass mit steigender Spurbreite die Wärmeeinflusszone tiefer wurde. Aus dieser Systematik fiel die Probe 1.4 heraus. Vermutlich lag dies an der manuellen Tätigkeit des Flammrichtvorganges, wo in einem zeitlich schnell flammgerichteten Bereich die Probe für den Makroschliff entnommen wurde.

Für die Hauptversuche wurde ebenfalls festgelegt, dass mindestens drei Mikroschliffe aus 3 verschiedenen Tiefen der Proben zu entnehmen sind. Die höchsten Aufhärtungen befanden sich immer im mittleren Bereich der WEZ in einer Tiefe von 0,3 mm unterhalb der Oberfläche. Die höchsten Härten bei Betrachtung des Härteverlaufes im Bereich 1 der Proben, also in der Mitte der WEZ Richtung Probenmitte betrachtet, fanden sich in 0,4 mm Tiefe. Einzige Ausnahme war die Probe 1.5, bei welcher der höchste Härtewert 1,6 mm unterhalb der Oberfläche gefunden wurde.

Alle Proben zeigten eine maximale Tiefe der Wärmeeinflusszone von ca. 1 - 2,5 mm. Diese WEZ wurde wesentlich tiefer erwartet, da die Proben beim Flammrichtvorgang rückseitig visuell deutlich rote Glühfarben aufwiesen, die mit zunehmender Spurbreite, und damit der erhöhten Wärmeeinbringung, verstärkt zu beobachten waren. Damit zeigte sich, dass der Einfluss der hohen Temperaturen über die Dicke des Materials nur geringe Tiefen betraf und dies nur in einer sehr begrenzten Breite. Aus diesem Grunde wurde auch hier entschieden, die Proben mit B=4xT nicht in den Hauptversuchen zu untersuchen.

Bei der Betrachtung der Härteverläufe fällt auf, dass die höchsten Härtesprünge in der Wärmeeinflusszone der Probe 1.3 liegt und diese Härtespitzen mit zunehmender Spurbreite geringer werden. Vergleicht man diese Härteverläufe mit den Abkühlgeschwindigkeiten der Proben zwischen 700°C und 500°C erkennt man die Abhängigkeit zwischen Aufhärtung und Abkühlgeschwindigkeit:

Tabelle 4: Abkühlzeiten und Härtewerte der Vorversuchsproben innerhalb und außerhalb der WEZ

Probe	Abkühlzeit 700°C / 500°C	Maximaler Härtewert HV1 Wärmeeinflusszone	Maximaler Härtewert HV1 Grundwerkstoff
1.3	3 sec	357	197
1.4	25 sec	250	204
1.5	32 sec	194	194
1.6	76 sec	205	203

Der Vergleich der Härtewerte zeigt deutlich, dass mit zunehmender Abkühlzeit die Härtewerte erwartungsgemäß zurückgehen. Bei den Proben 1.5 und 1.6 gibt es kaum noch Unterschiede in den Härtewerten in der WEZ im Vergleich mit den Härtewerten des Grundwerkstoffes.

Bei den Proben 1.5 und 1.6 erkennt man weder Härtespitzen in der WEZ noch große Unterschiede zu den maximalen Härtewerten der Grundwerkstoffe. Das scharfe Wärmeeinbringen in den schmalen Spurbreiten, wie B=1xT oder B=2xT, was zu deutlich schnelleren Abkühlzeiten führte, erhöhte deutlich die Aufhärtungsneigung der Proben.

Aufgrund der makroskopischen Untersuchungsergebnisse der Wärmeeinflusszonen der Vorversuchsmaterialien wurden für die Gefügeanalysen der im Rahmen der Hauptversuche flammgerichteten Proben folgende Tiefen aus der Mitte der WEZ gewählt:

- 0,3 mm unter der Oberfläche: zur Gefügebeschreibung in nächster Nähe zur Flamme,
- 1 mm und 2 mm unter der Oberfläche: zur Beschreibung der Gefüge in der WEZ,
- im Kern: zur Bestimmung der Mikrostruktur außerhalb der WEZ.

Infolge der Erkenntnisse aus den Vorversuchen wurden die folgenden Prozesscharakteristika zur Durchführung der Hauptversuche festgelegt:

- Veränderung der Fixierung der Probenaufnahme, da die Probenaufnahme zu instabil war,
- gründliches Strahlen der Probenoberflächen, um Temperaturmesswerte nicht zu verfälschen,
- Probennahme der Proben am Anfang, Ende und der Mitte der Proben zur Durchführung der Härtemessung,
- Festlegung der Spurbreiten von B=1xT bis B=3xT; Entfall der Spurbreite B=4xT, da es bei den maximal erzielbaren Verformungen keinen signifikanten Unterschied zu den Proben mit der Flammrichtspurbreite B=3xT gab,

- Messpunktdurchmesser der IR-Kamera 10 mm am Anfang und Ende sowie in der Probenmitte bei den Temperaturmessungen während der Flammrichtversuche,
- die Flammrichtfigur „Wärmestrich“ soll in einer definierten Richtung (Walzrichtung) durchgeführt werden, um die mechanisch technologischen Werte systematisch vergleichen zu können.

Das gewählte Konzept, die Breite der Flammrichtfigur „Wärmestrich“ beim Flammrichtvorgang in Abhängigkeit zur Werkstückdicke durchzuführen, erschien nach diesen Vorversuchen sinnvoll zu sein, da die bisherige Praxis, den Flammrichtvorgang nur über die Begrenzung der Oberflächentemperaturen zu charakterisieren, schwer kontrollierbar ist. Eine vorgegebene Breite eines Wärmestriches in Abhängigkeit zur Blechdicke könnte systematisch ermittelte werkstoffkundliche Erkenntnisse liefern. Außerdem wäre gewährleistet, dass sich der Flammrichter ausschließlich auf die Glühfarben und damit auf die eingebrachte Wärme konzentriert und nicht durch unterschiedliche Flammrichtspurbreiten in der Flammrichtfigur „Wärmestrich“ unkontrolliert Wärme in das Werkstück einbringt.

Das Konzept der blechdickenabhängigen Spurbreite mit den je nach gewählter Spurbreite unterschiedlichen Verformungsergebnissen könnte für das Flammrichten in der Praxis den Flammrichtern eine Vorschrift bieten, die das Verformungsverhalten nach dem Flammrichtvorgang an hochfesten Baustählen bei den unterschiedlichen Stahlgüten kalkulierbar machen würde.

Die Abkühlzeiten der Proben an verschiedenen Stellen in den flammgerichteten Bereichen waren sehr unterschiedlich. Zur Verifizierung dieser Ergebnisse sollen bei den Hauptversuchen die Temperaturen an unterschiedlichen Positionen der Proben in Kombination mit Mikrohärtemessungen in diesen Positionen aufgenommen werden. Durch diese Messungen könnte festgestellt werden, ob Abkühlzeitmessungen bei Flammrichtprozessen ein weiteres Konzept zur Systematisierung dieses Prozesses darstellen könnten.

Die Vorversuche haben gezeigt, dass die Tiefe der Wärmeeinflusszone von der Flammrichtbreite abhängig ist. Außerdem war die Tiefe der WEZ auch von der Werkstückdicke abhängig. Um ein möglichst großes Dickenspektrum zu erfassen, wurden für die Hauptversuche Werkstückdicken von 12 mm und 30 mm Dicke beschafft. Mit den geplanten Flammrichtspurbreiten ergaben sich für die Hauptversuche bei den verschiedenen Werkstückdicken die in Tabelle 5 gezeigten Abhängigkeiten zwischen Dicke und Flammrichtspurbreite.

Tabelle 5: Ausgewählte Spurbreite der Flammrichtfigur in Bezug auf die Probendicken für die Durchführung der Hauptversuche

Werkstoffdicke (mm)	Spurbreitenbezeichnung des Flammrichtvorganges	Spurbreite (mm) der Flammrichtspur
12	1xT	12
12	2xT	24
12	3xT	36
30	1xT	30
30	2xT	60
30	3XT	90

Kapitel 4 Experimentelle Vorgehensweise – Untersuchungsdurchführung

4.1. Werkstoffauswahl und Untersuchungsmethodik

Die Werkstoffauswahl wurde unter folgenden Aspekten getroffen:

- Als Referenzwerkstoff wurde der Werkstoff S355J2+N gewählt, da dieser Werkstoff in der Bauindustrie vielfach eingesetzt wird und bei diesem Baustahl bereits sehr viel Erfahrung beim Prozess des Flammrichtens vorliegt,
- Als Werkstoff im Bereich der höherfesten normalisiert gewalzten Feinkornbaustähle wurde der Werkstoff S460NL ausgewählt. Dieser Werkstoff wird in vielen Konstruktionen eingesetzt und zählt zu der höheren Festigkeitsklasse der normalisierten Feinkornbaustähle,
- In der höheren Festigkeitsklasse wurde ein mikrolegierter hochfester Baustahl der Güte S700MC gewählt, um den Einfluss des Flammrichtens auf thermomechanisch gewalzte und schnell abgekühlte Baustähle mit Vergütungsgefüge darzustellen,
- Die höchste Festigkeitsklasse wurde durch die Untersuchung an wasservergüteten Baustählen abgedeckt. Hierzu wurden die Stähle S960QL und den noch nicht genormten S1100QL gewählt.

Die Auswahl der Stähle zeigt ein Spektrum der derzeitig produzierten und stellenweise eingesetzten Baustähle. Die Festigkeiten dieser verschiedenen Stähle wurde in verschiedenen Warmwalzwerken durch normalisierendes Walzen (S355 J2+N, S460NL), thermomechanisches Walzen und beschleunigtes Abkühlen (S700MC) und Wasservergüten (S960QL, S1100QL) erzielt.

Eine Übersicht der angewandten Grundwerkstoffe sowie der Kennzeichnung der untersuchten Proben ist in Tabelle 6 zusammengefasst.

Tabelle 6: Übersicht der angewandten Grundwerkstoffe und Probenbezeichnungen

Probennummerierung				Figur b=1xT				Figur b=2xT				Figur b=3xT			
Versuchsnummer	Stahlsorte	Blechdicke [mm]	Anzahl	Probennummern				Probennummern				Probennummer			
1	S355 J2+N	12	12	1111	1112	1113	1114	1121	1122	1123	1124	1131	1132	1133	1134
1	S355 J2+N	30	12	1211	1212	1213	1214	1221	1222	1223	1224	1231	1232	1233	1234
4	S460 NL	12	12	4111	4112	4113	4114	4121	4122	4123	4124	4131	4132	4133	4134
4	S460 NL	30	12	4211	4212	4213	4214	4221	4222	4223	4224	4231	4232	4233	4234
5	S700 MC	12	12	5111	5112	5113	5114	5121	5122	5123	5124	5131	5132	5133	5134
5	S700 MC	30	12	5211	5212	5213	5214	5221	5222	5223	5224	5231	5232	5233	5234
7	S960 QL	12	12	7111	7112	7113	7114	7121	7122	7123	7124	7131	7132	7133	7134
7	S960 QL	30	12	7211	7212	7213	7214	7221	7222	7223	7224	7231	7232	7233	7234
8	S1100 QL	12	12	8111	8112	8113	8114	8121	8122	8123	8124	8131	8132	8133	8134

Die Werkstoffe wurden von verschiedenen Stahlherstellern bezogen. Die Eigenschaften der Werkstoffe wurden jeweils durch ein Werksprüfzeugnis 3.1 nach DIN EN 10204 bescheinigt.

In Tabelle 7 sind die chemischen Zusammensetzungen der erprobten Stähle nach den Werkprüfzeugnissen der Hersteller dargestellt. Alle chemischen Analysenlagen lagen in den normativen Vorgaben für die Werkstoffe. Die Tabelle gibt außerdem die verschiedenen Legierungskonzepte der Versuchswerkstoffe wieder.

Tabelle 7: Chemische Zusammensetzung der Versuchswerkstoffe, Schmelzanalysen nach den Werksprüfzeugnissen

Güte	S355J2+N		S460NL		S700MC		S960QL		S1100QL
Norm	EN 10025-2:2005-02		EN 10025-3:2005-02		EN 10149-2:2013-12		EN 10025-6:2009-08		nicht genormt
Dicke	12	30	12	30	12	30	12	30	12
C	0,139	0,144	0,18	0,19	0,044	0,059	0,174	0,17	0,19
Si	0,492	0,479	0,32	0,291	0,334	0,325	0,249	0,288	0,25
Mn	1,553	1,559	1,56	1,668	1,93	1,63	1,12	0,888	1,12
P	0,011	0,014	0,009	0,012	0,01	0,006	0,007	0,008	0,012
S	0,0006	0,0008	0,0008	0,0025	0,0011	0,0012	0,0009	0,0006	0,001
N	0,0044	0,003	0,0102	0,01	0,0049	0,0044	0,0055	0,004	0,0026
Cu	0,029	0,024	0,018	0,037	0,02	0,013	0,022	0,051	0,01
Mo	0,022	0,007	0,007	0,012	0,118	0,218	0,62	0,52	0,62
Ni	0,041	0,031	0,635	0,06	0,02	0,021	0,044	0,517	0,05
Cr	0,038	0,032	0,029	0,029	0,181	0,42	0,608	0,496	0,66
V	0,001	0,002	0,161	0,181	0,004	0,033	0,002	0,044	0
Nb	0,001	0,018	0,001	0,001	0,049	0,034	0,031	0,012	0,029
Ti	0,005	0,004	0,002	0,001	0,013	0,011	0,002	0,002	0,007
Al	0,005	0,04	0,028	0,006	0,033	0,034		0,034	0,086
B					0,066	0,001	0,0025	0,0001	0,0026
Zr							0,001	0,0002	

Bei der Betrachtung des Werkstoffes S460NL erkennt man, dass die Proben des 12 mm dicken Materials einen hohen Anteil von Nickel aufweisen, der bei den 30 mm dicken Proben nicht vorliegt.

Bei der Güte S700MC wurde analysiert, dass die Proben mit einer 12 mm Blechdicke Anteile von Bor enthalten, die bei den 30 mm dicken Proben nicht zu finden sind. Bei diesen Proben liegt ein dreifach höherer Chromgehalt (im Vergleich zu den 12 mm dicken Proben) vor.

Bei der Güte S960QL erkennt man bei den 12 mm dicken Proben, wie auch bei der Güte S700MC, eine Borlegierung, die bei den 30 mm dicken Proben nicht feststellbar ist. Bei den Proben mit 30 mm Blechdicke wurde der Werkstoff mit Nickel aufgelegt.

Die chemischen Analysen zeigen, dass es bei den verschiedenen Dicken der Werkstoffe verschiedene Legierungskonzepte zur Einstellung der mechanischen Eigenschaften gibt.

Bei den vergüteten Werkstoffen wurde das Vergütungsgefüge der 12 mm dicken Proben durch eine Borlegierung erzeugt, bei den 30 mm dicken Proben durch eine Auflegung mit Nickel oder Chrom.

Die von den Herstellern ausgewiesene Wärmebehandlung der Stähle, sowie die Kohlenstoffäquivalente gemäß Werksprüfzeugnisse sind in Tabelle 8 aufgeführt.

Tabelle 8: Kohlenstoffäquivalent und Wärmebehandlungszustand der Grundwerkstoffe

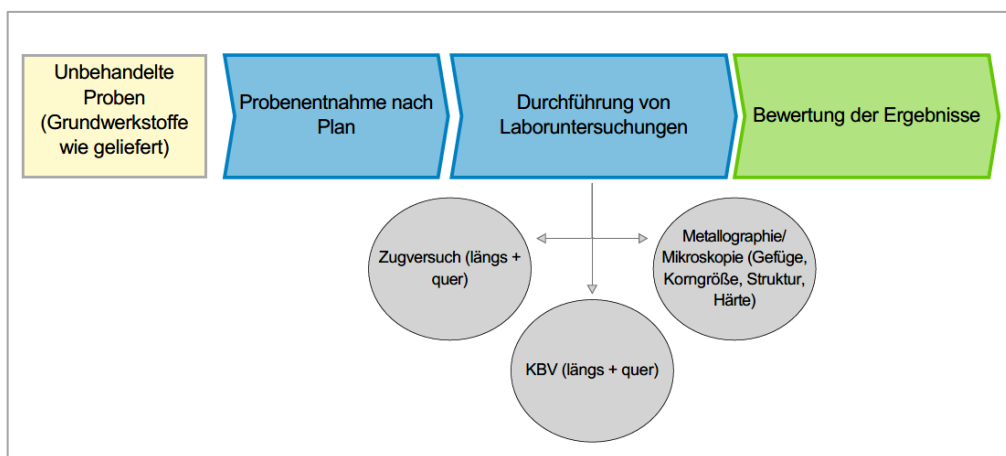
Güte	Norm	Dicke	CEV	Angaben zur Wärmebehandlung im Stahlwerk
S355J2+N	EN 10025-2:2005-02	12	0,41	keine Angabe
S355J2+N	EN 10025-2:2005-02	30	0,42	keine Angabe
S460NL	EN 10025-3:2005-02	12	0,52	normalisiert bei 920°C/7min, angelassen bei 610°C/15min
S460NL	EN 10025-3:2005-02	30	0,5	keine Angabe
S700MC	EN 10149-2:2013-12	12	0,43	keine Angabe
S700MC	EN 10149-2:2013-12	30	0,47	keine Angabe

S960QL	EN 10025-6:2009-08	12	0,61	gehärtet bei 920°C/5min, angelassen bei 620°C/2min
S960QL	EN 10025-6:2009-08	30	0,56	keine Angabe
S1100QL	nicht genormt	12	0,64	gehärtet bei 920°C/7min, angelassen bei 255°C/1min

Die Kohlenstoffäquivalente liegen bei allen verwendeten Werkstoffen über 0,4. Beim Einsatz dieser Werkstoffe müssten vor einer schweißtechnischen Verarbeitung diese Materialien vorgewärmt werden, um Heißrisse und Härtespitzen zu vermeiden [39].

Zur Durchführung des Vorhabens wurde die nachfolgende Untersuchungsmethodik (Abbildung 90, a, b) festgelegt:

(a) für die unbehandelten Proben



(b) für flammgerichtete Proben

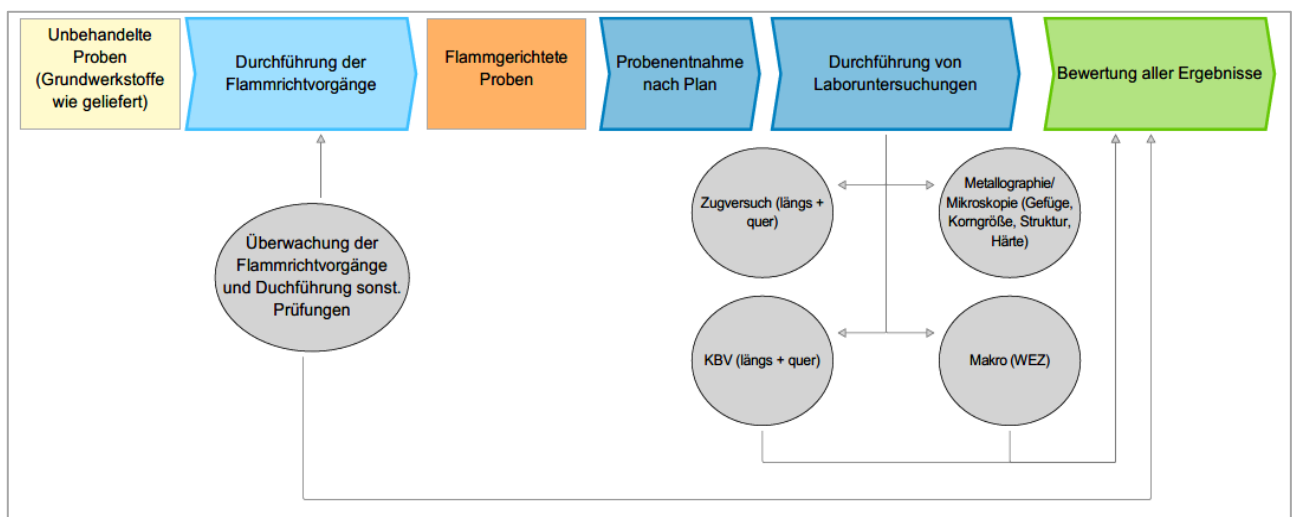


Abbildung 90:Untersuchungsmethodik

4.2. Durchführung der Flammrichtvorgänge

4.2.1. Versuchsaufbau – Vorrichtung für die Flammrichtvorgänge

Abbildung 91 zeigt die Probengeometrie der Versuchsproben. Dabei wurde eine Abmessung von 400 mm Breite und 480 mm Höhe gewählt. Die unterschiedlichen Abmessungen zwischen Höhe und Breite der Proben diente der Unverwechselbarkeit der Walzrichtung bei der Versuchsdurchführung. Die Proben wurden so aus den Tafeln geschnitten, dass die längere Seite immer die Walzrichtung widerspiegelte.

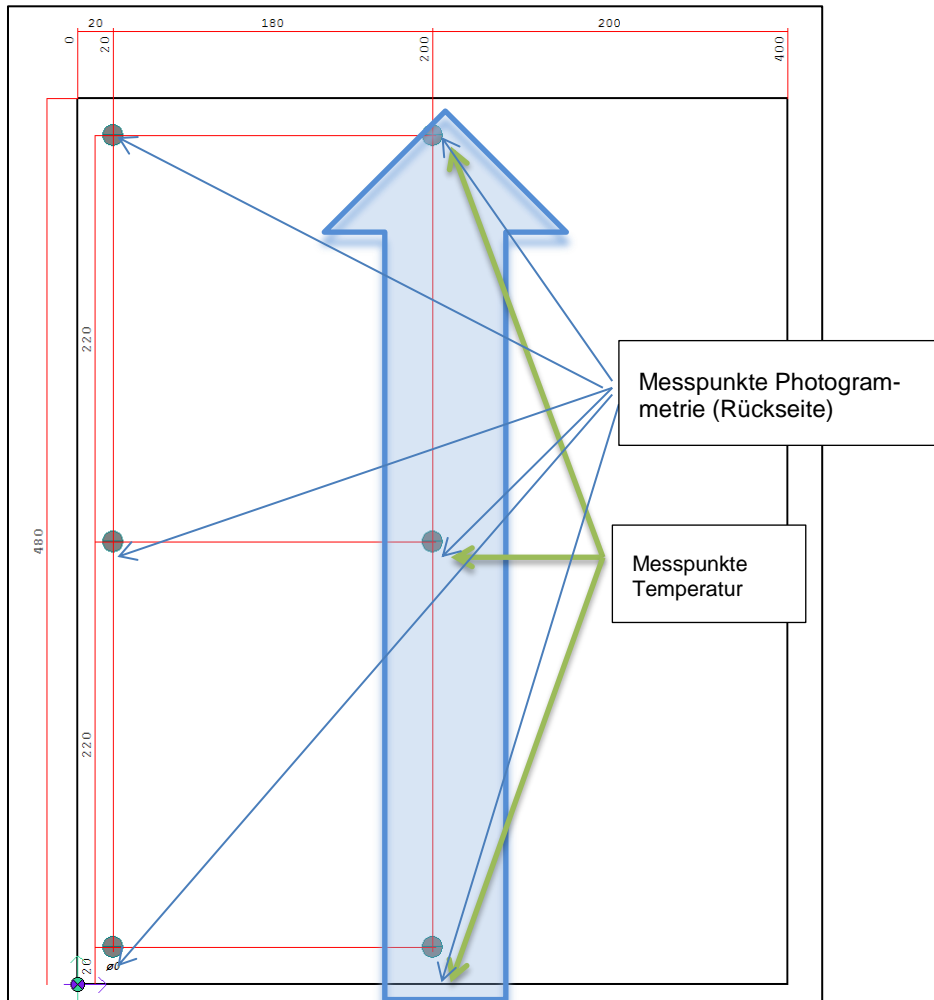


Abbildung 91: Messpunktanordnung

Die Abbildung 91 zeigt außerdem die Messpunktanordnung der Temperaturmessung mittels IR-Kamera sowie die Messpunktanordnung für die Messungen mittels Photogrammetrie.

Die Messpunkte der Photogrammetrie befanden sich auf der Rückseite der Probe und wurden mittig und an dem nicht eingespannten Rand im Abstand von 20 mm zur Kante oben und unten positioniert.

Die Messpunkte für die Temperaturmessung wurden auf der Vorderseite (Brennseite) in der Probenmitte sowie unten (Probenanfang) und oben (Probenende) mit einem Abstand von je 20 mm zu den Kanten eingerichtet.

Die Abbildung 92 zeigt den eingerichteten Versuchsstand für die Flammrichtversuche. Der Aufbau zeigt, dass die IR-Kamera (rechts im Bild) die Brennseite detektiert. An der Rückseite der Proben wurde die Kamera zur Photogrammetriemessung aufgebaut (links im Bild).



Photogrammetrie

IR-Kamera

Probenaufnahme

Abbildung 92: Versuchsstand

Die Abbildung 93 zeigt die Probenaufnahme. Die Probenaufnahme wurde nach den Vorversuchen dahingegen verändert, dass die Proben in dieser Aufnahme fest eingespannt werden konnten und mit zwei Schrauben fixiert wurden. Das U-Eisen der Aufnahme wurde mit Isoliermaterial im Inneren verkleidet, um möglichst wenig Wärme über die Vorrichtung abzuleiten.

Die Abbildung 94 zeigt eine Probe vor dem Flammrichtvorgang. Die Probe ist eingespannt und die Fläche ist für den Flammrichter zum Flammrichten gekennzeichnet.

Für die Versuchsdurchführung wurden die gleichen Parameter beim Flammrichtprozess und bei der Messtechnik der Temperaturmessung wie bei den durchgeführten Vorversuchen (siehe Kapitel 3) gewählt:

Prozessparameter der Autogentechnik:

- Brenner: Einlochbrenner FB-A10
- Mischungsverhältnis O_2/C_2H_2 : 1,3
- Sauerstoffverbrauch: 6037 l/h
- Gasverbrauch: 4671 l/h

Parameter der Infrarotkamera:

- Abstand Kamera/Probe: 1200 mm
- Auflösung: 640 x 480 Pixel
- Aufnahmefrequenz: 1 Bild pro Sekunde
- Messpunkte: 3 Messpunkte pro Probe (20 mm von der Oberkante Probe, Mitte Probe, 20 mm von der Unterkante Probe)
- Messpunktgrößen: je einen Messpunkt mit 10 Pixeln (entspricht einem Durchmesser von 20 mm)
- Messzeit: 300 sec



Abbildung 93: Probenaufnahme



Abbildung 94: Probenaufnahme mit eingespannter Probe, Brennseite

Die Abbildung 95 zeigt die Rückseite der Probe, auf welcher man die aufgeklebten Reflektoren zur Photogrammetriemessung erkennen kann.

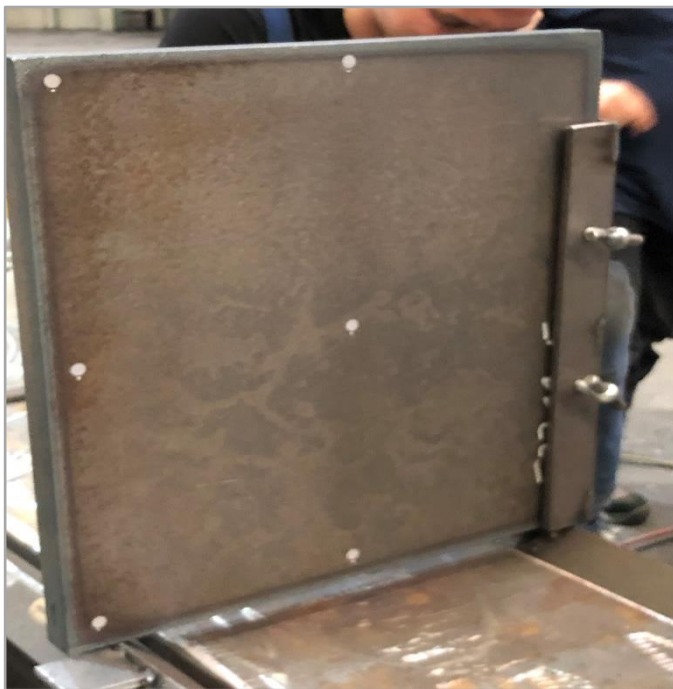


Abbildung 95: Probenaufnahme mit eingespannter Probe, Rückseite

4.2.2 Durchführung der Flammrichtabläufe

Die Flammrichtvorgänge wurden an je vier gleichen Proben pro Werkstoff und Werkstückdicke hintereinander durchgeführt. Wie bei den Vorversuchen wurden auch bei den Hauptversuchen die Einstellung an dem Handbrenner nicht verändert, um gleichbleibende Gasmenngen für alle Flammrichtvorgänge garantieren zu können.

Die Proben wurden von unten nach oben in dem mittig gekennzeichneten Bereich erwärmt. Es wurde pro Probe unten und oben je 20 mm nicht direkt erwärmt, also als Ein- und Auslauffläche genutzt. Die Geschwindigkeit des Flammrichtvorganges wurde dem Flammrichter überlassen. Dieser kontrollierte die Brennerführung lediglich über die Glühfarben der Probe und kannte nicht die aktuellen Temperaturen, die durch die IR-Kamera kontinuierlich aufgezeichnet wurden.

Aufgrund der Erfahrungen aus den Vorversuchen wurde die nach dem Flammrichtvorgang vorgegebene Abkühlzeit auf 5 min festgelegt. Danach wurden die Proben entnommen und abgelegt.

Während der Flammrichtvorgänge wurden die Probenoberflächentemperatur durch eine Infrarotkamera gemessen und die entstandene Verformung mittels Photogrammetrie ermittelt (siehe hierzu Kapitel 5, Abschnitt 5.2.2).

4.3 Untersuchungsmethodik - Prüfverfahren zu Charakterisierung der Proben

Die im Rahmen des Vorhabens durchgeführten Untersuchungen verfolgten das Ziel, den Einfluss des Flammrichtens auf die Werkstoffe in verschiedenen Tiefen der Wärmeeinflusszone nachzuweisen.

In diesem Zusammenhang wurden verschiedene werkstoffkundliche Untersuchungen vorgenommen. Die Auswertung der Proben erfolgte vor und nach Durchführung der Flammrichtvorgänge. Die zu untersuchenden Proben unterteilten sich in:

- Proben im unbehandelten Zustand (Grundwerkstoffe, wie geliefert) und
- Proben im behandelten Zustand (flammgerichteten Proben)

Für die Bewertung der Proben wurden unterschiedliche Messverfahren und Messgeräte eingesetzt. Hierzu wurden unterschiedliche Laborprüfungen vorgenommen.

4.3.1 Durchführung mechanisch-technologischer Prüfungen

Die mechanisch-technologischen Eigenschaften der Versuchswerkstoffe im unbehandelten und flammgerichteten Zustand wurden mittels:

- Kerbschlagbiegeversuchen nach DIN EN ISO 148-1: 2017-05 sowie
- Zugversuchen nach DIN EN ISO 6892-1:2017-02 und DIN 50125: 2016-12

durchgeführt.

Für die Durchführung der Zugversuche wurden die Zugprüfmaschinen von MAN Prüfmaschinen Augsburg, 600kN für Proben mit einer Dicke von 12 mm und für Proben mit einer Dicke von 30 mm: S460 Amsler Otto Wolpert Werke Ludwigshafen, 1000 kN, Typ U 100-E verwendet.

Als Anlage zur Messung der Kerbschlagarbeit wurde ein Kerbschlagbiegehammer der Firma Roell/Amsler RKP 450 eingesetzt.

4.3.2 Bewertung der Materialeigenschaften durch metallographische Untersuchungen

a) Durchführung makro- und mikroskopischer Untersuchungen

Um Aussagen über die Eigenschaften und die Probenqualität treffen zu können, wurden mikroskopische Untersuchungen mittels Lichtmikroskopie vorgenommen. Dafür musste eine geeignete Präparation der Proben erfolgen.

Die Untersuchungen der Proben wurden im Zustand „unbehandelt“ und „flammgerichtet“ vorgenommen.

Die angefertigten Querschliffe (mechanisch getrennt, in Epoxidharz eingebettet, geschliffen, poliert) wurden mit einem Lichtmikroskop Olympus BX51M betrachtet und die Ergebnisse fotografisch dokumentiert (Vergrößerungen 200:1, 500:1 und 1000:1).

Die Proben im unbehandelten und flammgerichteten Zustand wurden in Tiefen von 0,3 mm, 1 mm, 2 mm und im Kern lichtmikroskopisch untersucht und dabei wurden folgende Kennwerte aufgenommen:

- Korngrößenbestimmung nach DIN EN ISO 643: 2013
- Gefügebestandteile und Gefügestruktur mittels manueller Auswertung

Um einen Nachweis über die Tiefe der WEZ zu erbringen, wurden für die flammgerichteten Proben Makroschliffe präpariert und analysiert. Die makroskopischen Untersuchungen wurden mit einem Mikroskop Olympus SZ40 durchgeführt und die Ergebnisse fotografisch dokumentiert.

Hinweis:

Die Makroschliffe der flammgerichteten Proben werden in dieser Arbeit mit verschiedenen Vergrößerungen dargestellt, um die Breite und Tiefe der WEZ bei den verschiedenen Proben mit den verschiedenen Flammrichtspurbreiten vollständig darzustellen.

b) Härtebestimmung mittels Kleinlasthärtemessung

Außerdem wurde der Härteverlauf senkrecht zur Walzrichtung der Proben ermittelt. Dazu wurden Härten mittels Kleinlasthärteprüfung im Abstand von 0,2 mm innerhalb der gefundenen WEZ und im Abstand von 0,5 mm außerhalb der WEZ nach HV1 gemessen. Die Messungen wurden automatisch mit einem Kleinlasthärtemessgerät der KB Prüftechnik GmbH und dem elektronischen Programm Hardwin XL mit einem Härteprüfer Typ KB10 (BVZ-FA) durchgeführt.

Die Messstelle für die Härtemessung war grundsätzlich in der Probenmitte auf der Brennseite sowie bei einigen Vergleichsmessungen am Probenanfang und am Probenende. Die Position der Meßstellen entsprach der Position der Temperaturmesspunkte und lag immer in Mitte der Flammrichtspur, also mittig in der WEZ.

Kapitel 5 Ergebnisse und Diskussionen

5.1 Ergebnisse der Untersuchungen der unbehandelten Proben

5.1.1 Ergebnisse der mechanisch-technologischen Prüfungen

Die mechanischen Eigenschaften der unbehandelten Proben (Grundwerkstoffe, wie geliefert) wurden mittels Zugversuch und Kerbschlagbiegeversuch direkt am Versuchsmaterial durchgeführt. Dabei wurden folgende Ergebnisse ermittelt:

Tabelle 9: Mechanische Eigenschaften der unbehandelten Proben

Güte	Norm	Dicke	Probenlage	Zugversuch Normenwerte			Zugversuch nach DIN EN ISO 6892-1:2017-02		
				Rm (Mpa)	ReH/Rp0,2 (Mpa)	A (%)	Rm (Mpa)	ReH/Rp0,2 (Mpa)	A (%)
S355J2+N	EN 10025-2:2005-02	12	längs				553	411	26,9
			quer	470-630	>355	>22	548	402	23,8
S355J2+N	EN 10025-2:2005-02	30	längs				545	387	31,5
			quer	470-630	>345	>22	549	410	33,5
S460NL	EN 10025-3:2005-02	12	längs				671	562	25,5
			quer	550-720	>460	>17	683	589	23
S460NL	EN 10025-3:2005-02	30	längs				662	517	23,5
			quer	550-720	>460	>17	660	520	24,5
S700MC	EN 10149-2:2013-12	12	längs				966	938	11
			quer	750-950	>700	>12	945	930	12
S700MC	EN 10149-2:2013-12	30	längs				899	791	16
			quer	750-950	>700	>12	950	840	13
S960QL	EN 10025-6:2009-08	12	längs				1042	1009	15
			quer	980-1150	>960	>10	1059	1030	13,5
S960QL	EN 10025-6:2009-08	30	längs				1043	996	11
			quer	980-1150	>960	>10	1033	980	10
S1100QL	nicht genormt	12	längs				1425	1278	11
			quer	1200-1500	>1100	>10	1433	1309	10,5
Güte	Norm	Dicke	Probenlage	Kerbschlagbiegeversuch nach DIN EN ISO 148-1:2017-05					
				Prüftemp. (°C)	KV ₂ 450 (J)	KV ₂ 450 (J)	KV ₂ 450 (J)	KV ₂ 450 Σ/n (J)	
S355J2+N	EN 10025-2:2005-02	12	längs	-20	228	213	254	232	
			quer	-20	203	176	214	198	
S355J2+N	EN 10025-2:2005-02	30	längs	-20	331	224	244	266	
			quer	-20	227	211	220	219	
S460NL	EN 10025-3:2005-02	12	längs	-40	50	139	148	112	
			quer	-40	137	143	85	122	
S460NL	EN 10025-3:2005-02	30	längs	-40	70	110	109	96	
			quer	-40	102	114	85	100	
S700MC	EN 10149-2:2013-12	12	längs	-20	277	277	273	276	
			quer	-20	275	279	267	274	
S700MC	EN 10149-2:2013-12	30	längs	-20	298	315	319	311	
			quer	-20	236	254	192	277	
S960QL	EN 10025-6:2009-08	12	längs	-40	203	185	193	194	
			quer	-40	84	168	96	116	
S960QL	EN 10025-6:2009-08	30	längs	-40	112	115	116	114	
			quer	-40	81	98	64	81	
S1100QL	nicht genormt	12	längs	-40	98	162	153	138	
			quer	-40	55	61	63	60	
Probenform: Charpy-V. Kerblaege T									

Probenform: Charpy-V, Kerblage T

Die gemessenen mechanisch-technologischen Kennwerte der einzelnen Werkstoffe zeigen, dass alle Stahlsorten die normativ geforderten Werte sowohl beim Zugversuch als auch beim Kerbschlagbiegeversuch erreicht haben.

Zusätzlich zu den normativen Forderungen, die nur Proben senkrecht zur Walzrichtung vorschreiben, wurden bei diesen Untersuchungen Längsproben, also Proben parallel zur Walzrichtung, geprüft. Bei den Längsproben überschreitet der R_m-Wert der Güte S700MC bei einer Probendicke von 12 mm leicht die normative Vorgabe von maximal 950 MPa mit einem Messwert von 966 MPa.

5.1.2 Ergebnisse der metallographischen Untersuchungen

5.1.2.1. Mikroskopische Untersuchungsergebnisse

(a) Werkstoff S355J2+N

Bild 6 zeigt das Gefüge des Werkstoffes S355J2+N in der Walzdicke von 12 mm bei 1000facher Vergrößerung 0,3 mm unter der Oberfläche. Das Gefüge besteht aus 82% Ferrit und 18% Perlit in teilweise typisch zeiliger Struktur. Die Korngrößenkennzahl beträgt $G=11$.

Die Bilder 6 bis 9 zeigen, dass mit zunehmender Betrachtung Richtung Probenmitte die Zeiligkeit dieses Werkstoffes zunimmt. Die Korngröße beträgt in allen Tiefen jeweils $G=11$, die Verteilung der Ferrit- und Perlitgehalte verändert sich geringfügig und liegt ausgehend von 82:18% in 0,3 mm und 1 mm Tiefe bei 84:16% in 2 mm Tiefe und im Kern bei 71:29%.

Bild 7, Bild 8 und Bild 9 zeigen die Gefüge dieses Werkstoffes in einer Tiefe von 1 mm und 2 mm unter der Oberfläche, sowie in der Probenmitte (Kern).

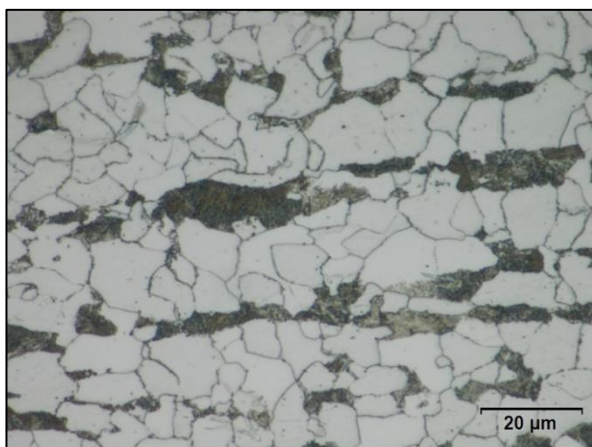


Bild 6: S355 J2+N - 12 mm Dicke, 0,3 mm unter der Oberfläche

Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

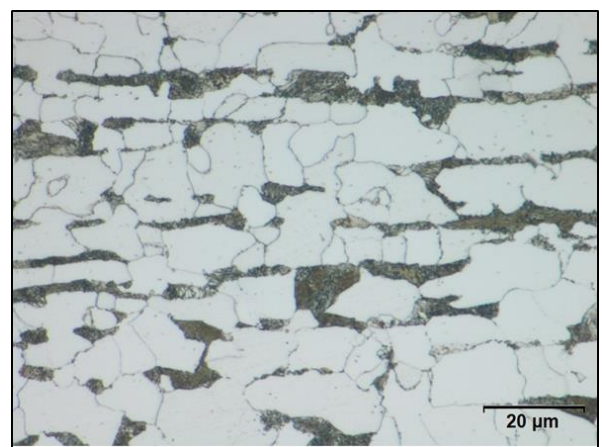


Bild 7: S355 J2+N - 12 mm Dicke, 1 mm unter der Oberfläche

Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

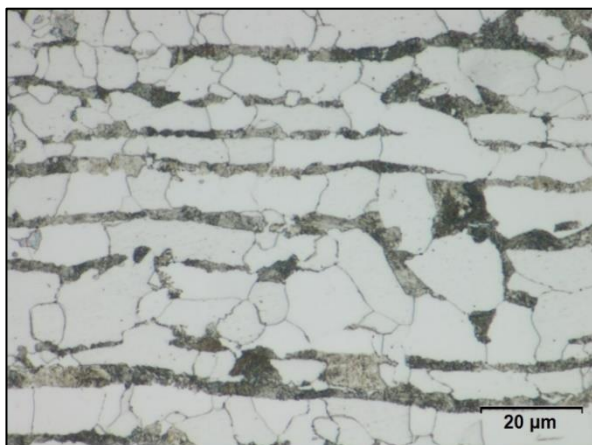


Bild 8: S355 J2+N - 12 mm Dicke, 2 mm unter der Oberfläche

Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

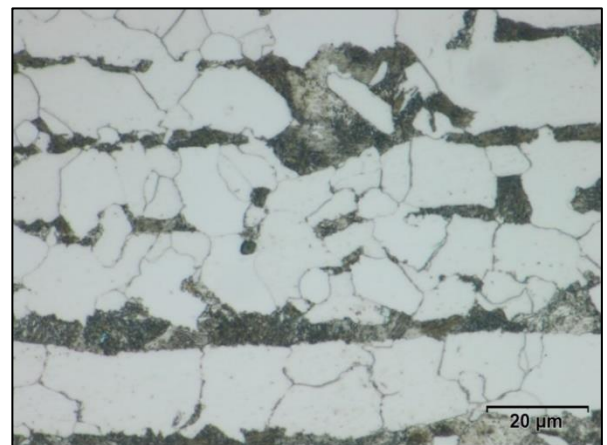


Bild 9: S355 J2+N - 12 mm Dicke, Kern

Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

Der Werkstoff S355 J2+N zeigt in der Erzeugnisdicke von 30 mm die in Bild 10 bis Bild 13 dargestellten Gefüge. Die Korngrößenkennzahl beträgt bei diesem Werkstoff durchgehend $G=10$, die Anteile Ferrit zu Perlit liegen 0,3 mm unter der Oberfläche bei 75:25%, 1 mm und

2 mm unter der Oberfläche bei 85:15% und im Kern bei 75:25%. Auch diese Gefügebilder zeigen eine teilweise typisch zeilige Struktur der Körner auf.

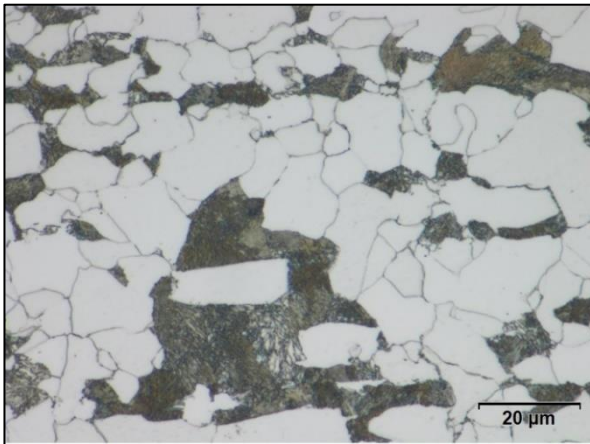


Bild 10: S355 J2+N - 30 mm Dicke, 0,3 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

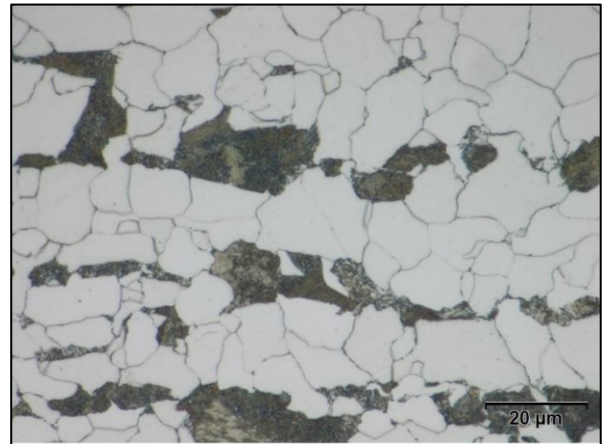


Bild 11: S355 J2+N – 30 mm Dicke, 1 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

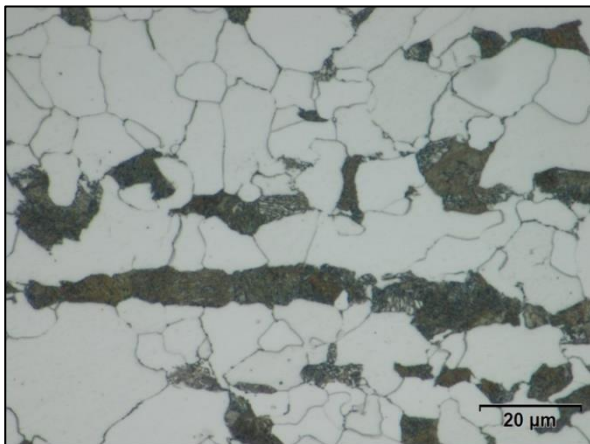


Bild 12: S355J2+N - 30 mm Dicke, 2 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

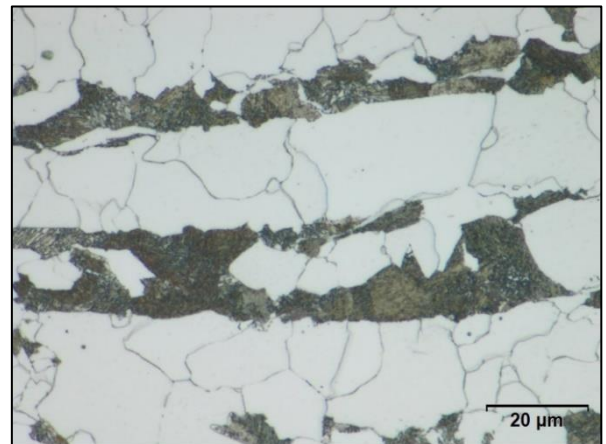


Bild 13: S355 J2+N – 30 mm Dicke, Kern
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

(b) Werkstoff S460NL

Die Bilder 14 bis 17 zeigen die Gefüge des Werkstoffes S460NL in einer Dicke von 12 mm in den verschiedenen Tiefen bei einer 1000fachen Vergrößerung. Das Gefüge ist deutlich feinkörniger als das Gefüge des S355 J2+N, die Korngrößenzahl ist $G=14$. Das Gefüge dieser Probe besteht aus Ferrit, Perlit und Anteilen von Bainit. Der Anteil von Bainit liegt im Bereich von 8-14%, der Ferritgehalt bei etwa 80%, der Rest ist als Perlit ausgebildet.

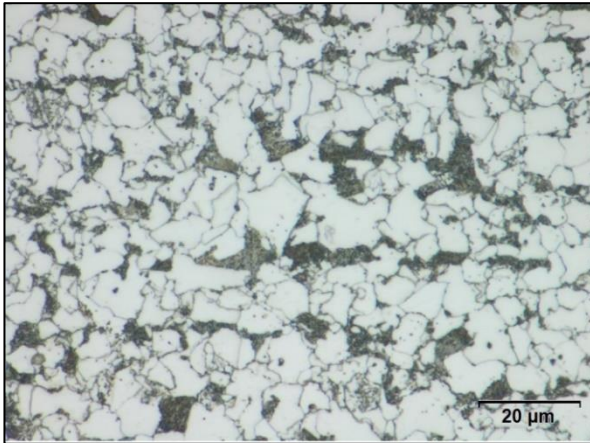


Bild 14: S460NL - 12 mm Dicke, 0,3 mm unter der Oberfläche
 Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

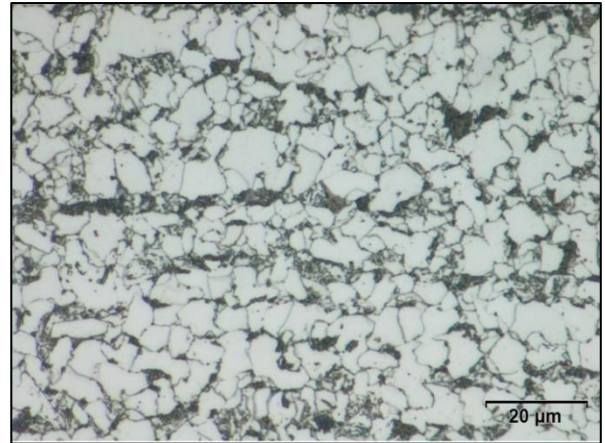


Bild 15: S460NL - 12 mm Dicke, 1 mm unter der Oberfläche
 Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

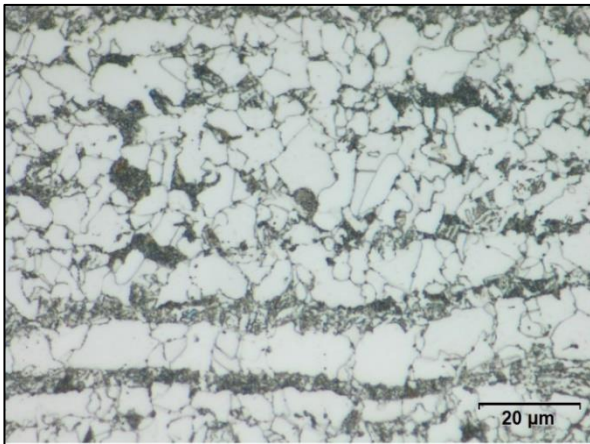


Bild 16: S460NL - 12 mm Dicke, 2 mm unter der Oberfläche
 Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

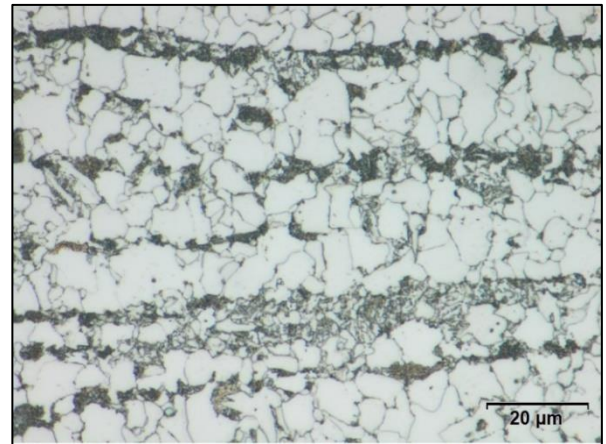


Bild 17: S460NL - 12 mm Dicke, Kern
 Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

Bild 18 bis Bild 21 der 30 mm dicken Probe des Werkstoffes S460NL zeigen ebenfalls ein Gefüge aus Ferrit, Perlit und Bainit. Die Korngrößenkennzahl ist in allen betrachteten Tiefen $G=11,5$. Der Anteil von Bainit liegt zwischen 6,5-16%, der Ferritanteil bei 54-72%.

Auch bei diesen Proben liegt sehr feinkörniger Ferrit und Perlit mit Anteilen an Bainit in einer zelligen Struktur vor, wobei die Körner ungleichmäßig ausgebildet sind.

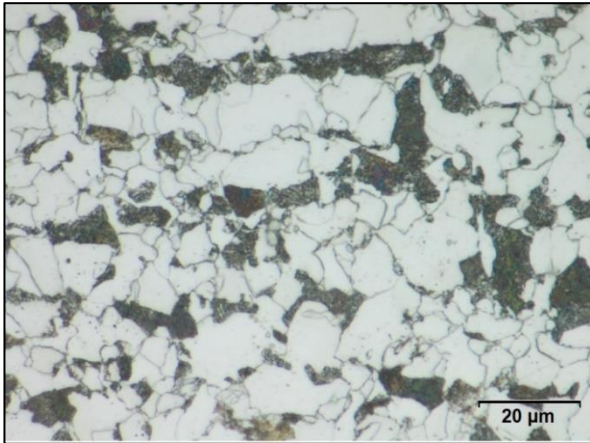


Bild 18: S460NL - 30 mm Dicke, 0,3 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

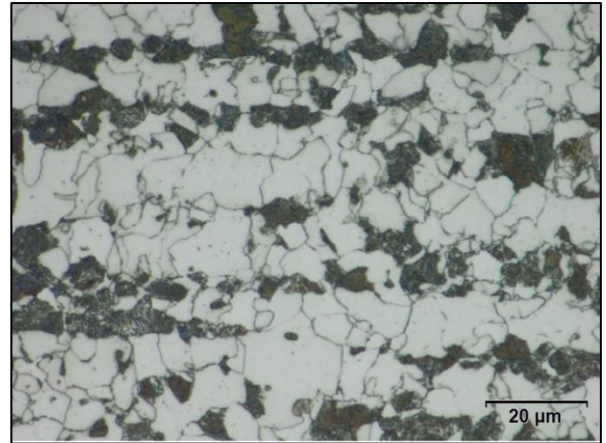


Bild 19: S460NL - 30 mm Dicke, 1 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

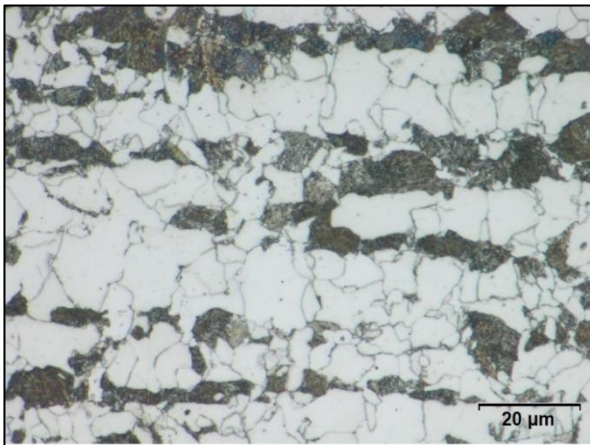


Bild 20: S460NL - 30 mm Dicke, 2 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

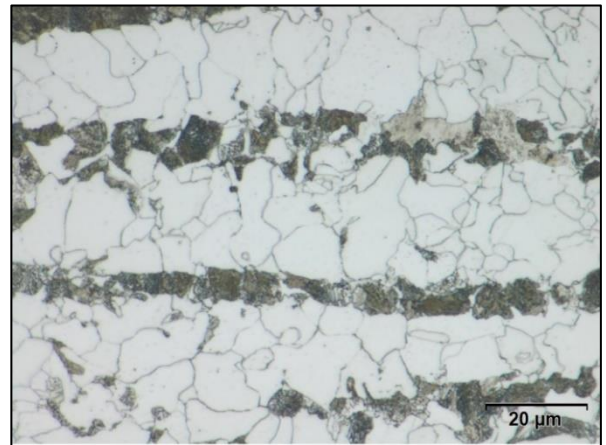


Bild 21: S460NL - 30 mm Dicke, Kern
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

(c) Werkstoff S700MC

Die Bilder 22 bis 25 zeigen die metallographischen Schliffbilder der 12 mm dicken Probe in der Güte S700MC. Die festgestellte Korngröße liegt bei $G=10,5$. Die Probe zeigt in allen untersuchten Tiefen ein vollständiges Vergütungsgefüge mit Martensit und Bainit.

Die 30 mm dicke Probe zeigt ebenfalls durchgängig ein Vergütungsgefüge auf. Das Vergütungsgefüge besteht aus Anteilen von Bainit und Martensit. Bei dieser Probe konnte die Korngrößenzahl G nach DIN EN ISO 643: 2013 mit 10 bestimmt werden (Bild 26 bis Bild 29).

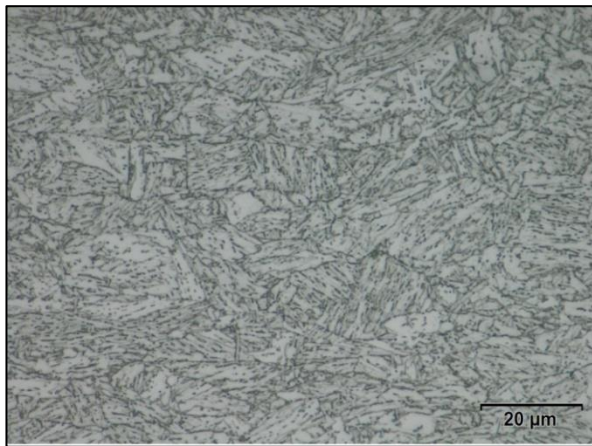


Bild 22: S700MC- 12 mm Dicke, 0,3 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

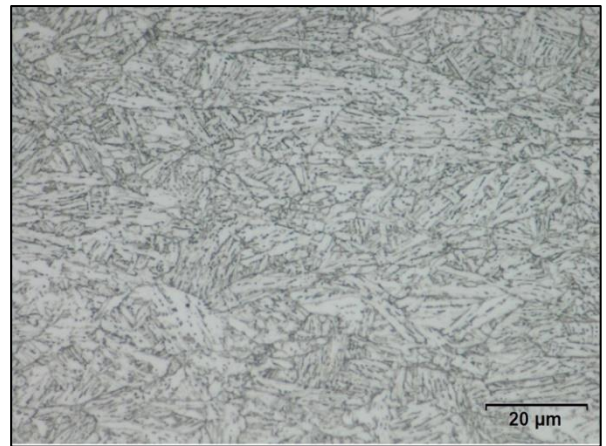


Bild 23: S700MC- 12 mm Dicke, 1 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

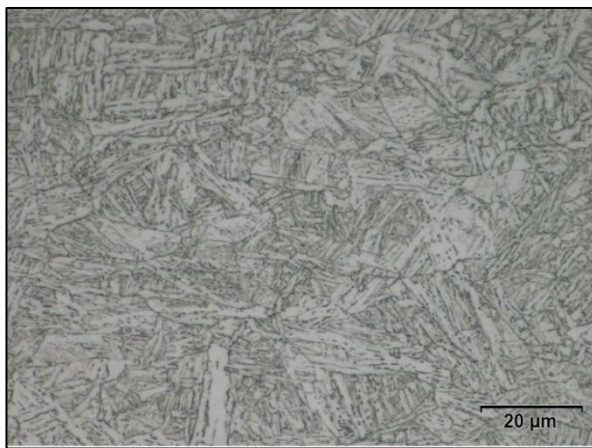


Bild 24: S700MC- 12 mm Dicke, 2 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

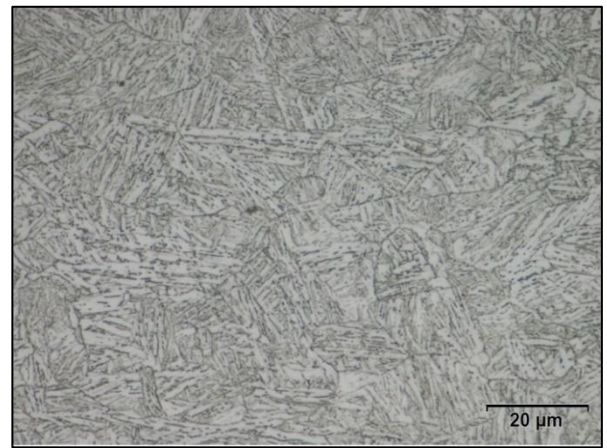


Bild 25: S700MC - 12 mm Dicke, Kern
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

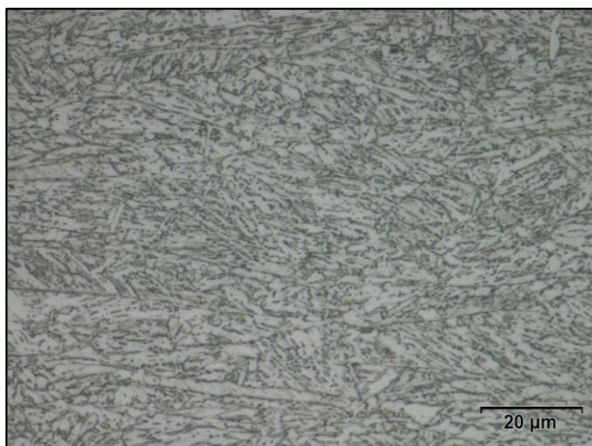


Bild 26: S700MC - 30 mm Dicke, 0,3 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

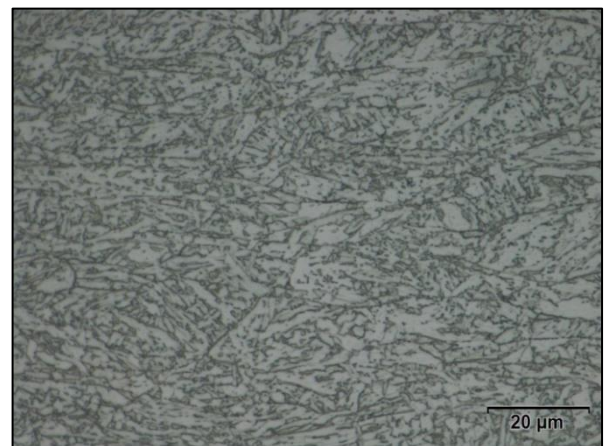


Bild 27: S700MC - 30 mm Dicke, 1 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

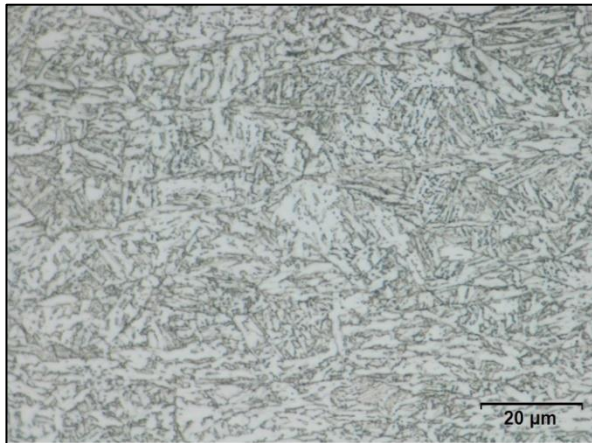


Bild 28: S700MC -30 mm Dicke, 2 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

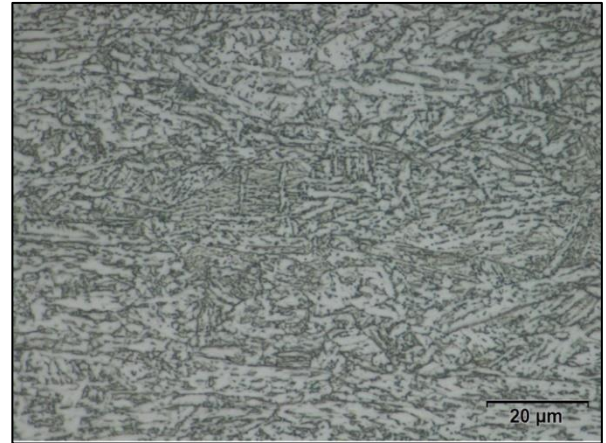


Bild 29: S700MC - 30 mm Dicke, Kern
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

(d) Werkstoff S960QL

Bild 30 bis Bild 33 zeigen die Ergebnisse der metallographischen Untersuchungen der 12 mm dicken Proben in der Güte S960QL.

Man erkennt in allen untersuchten Tiefen ein Vergütungsgefüge, bestehend aus Martensit und Bainit. Die Korngrößenkennzahl nach DIN EN ISO 643: 2013 liegt durchgängig bei $G=9,65$.

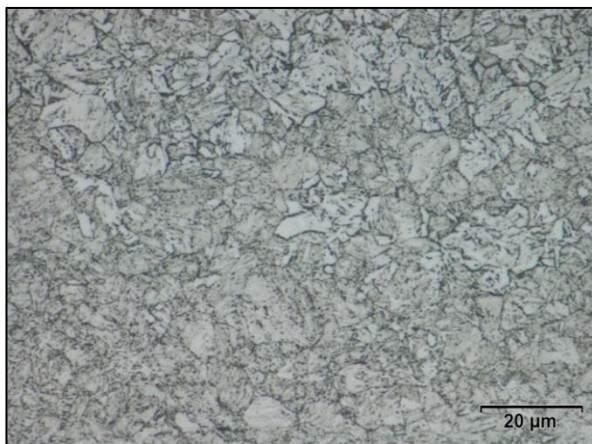


Bild 30: S960QL - 12 mm Dicke, 0,3 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

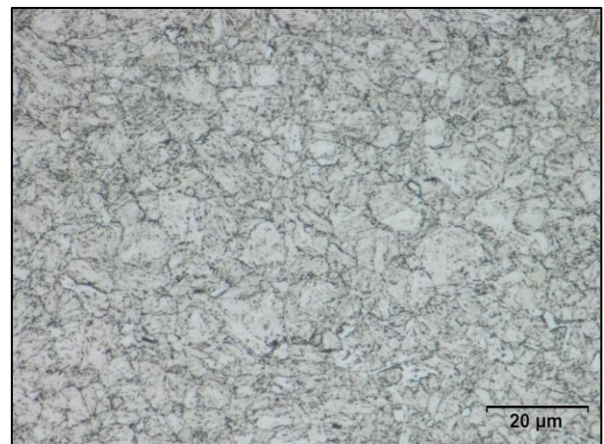


Bild 31: S960QL - 12 mm Dicke, 1 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

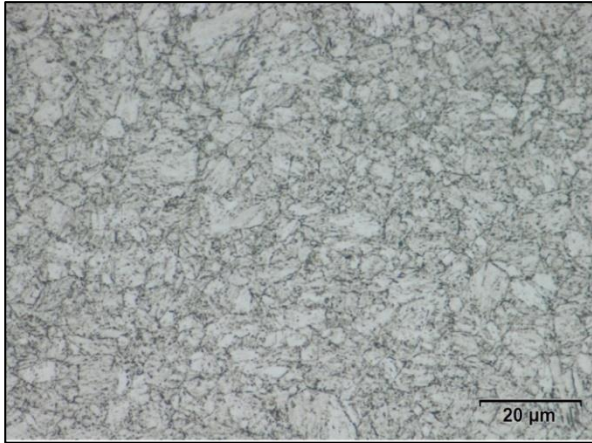


Bild 32: S960QL - 12 mm Dicke, 2 mm unter der Oberfläche
 Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

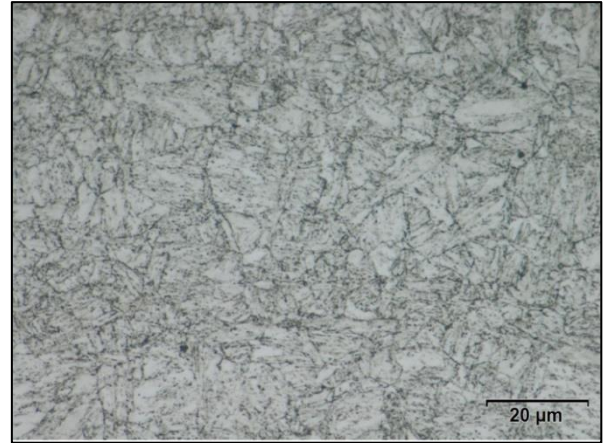


Bild 33: S960QL - 12 mm Dicke, Kern
 Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

Die mikroskopischen Aufnahmen (Bild 34 bis Bild 37) der 30 mm dicken Proben dieses Werkstoffes zeigen ebenfalls ein vollständiges Vergütungsgefüge mit Martensit und Bainit auf.

Die Korngrößen nach DIN EN ISO 643: 2013 liegt in 0,3 mm Tiefe bei G=8 und im Kern bei G=10,5.

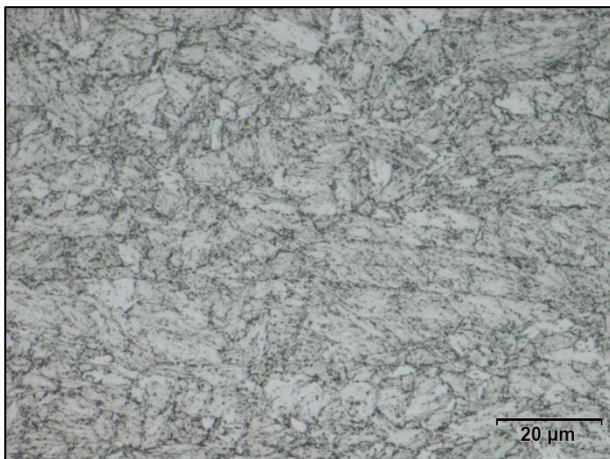


Bild 34: S960QL - 30 mm Dicke 0,3 mm unter der Oberfläche
 Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

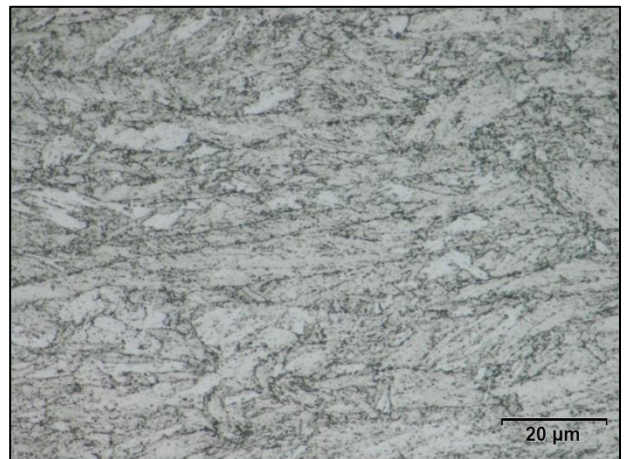


Bild 35: S960QL - 30 mm Dicke, 1 mm unter der Oberfläche
 Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure



Bild 36: S960QL - 30 mm Dicke, 2 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

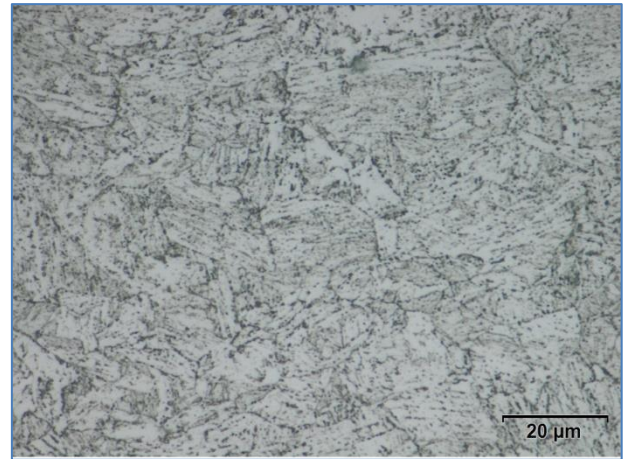


Bild 37: S960QL -30 mm Dicke, Kern
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

(e) Werkstoff S1100QL

Die Bilder 38 bis 41 zeigen die Gefüge der Werkstoffes S1100QL in den verschiedenen Tiefen bei 12 mm dicken Proben. Da dieser Werkstoff nicht in 30 mm verfügbar war, wurde nur die Dicke von 12 mm untersucht.

Bei den vorgefundenen Gefügestrukturen handelt es sich um reines Vergütungsgefüge mit Martensit und Bainit und einer Korngrößenkennzahl nach DIN EN ISO 643: 2013 von G=8,5 in allen untersuchten Tiefen.

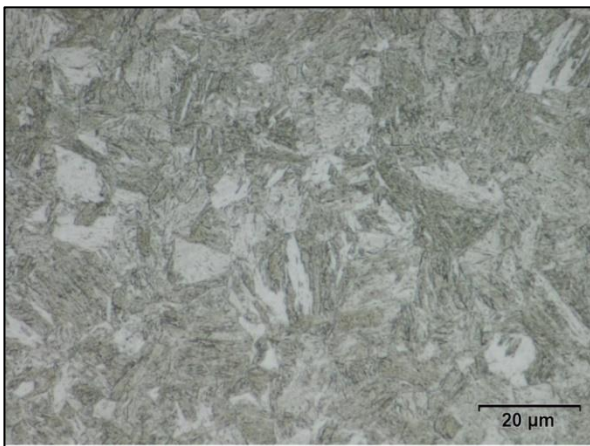


Bild 38: S1100QL - 12 mm Dicke, 0,3 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

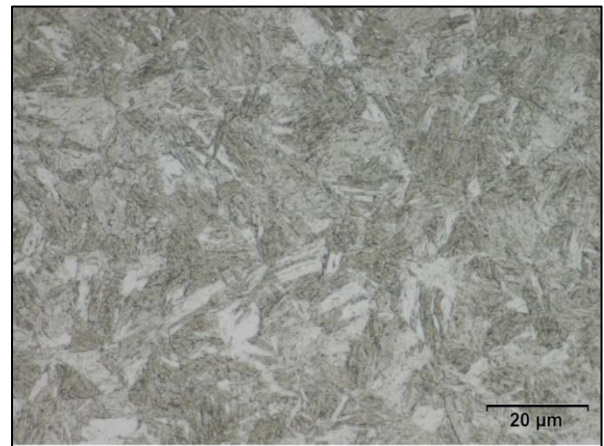


Bild 39: S1100QL - 12 mm Dicke, 1 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

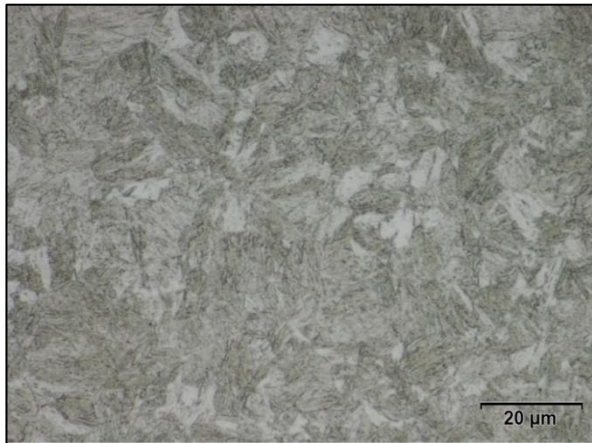


Bild 40: S1100QL - 12 mm Dicke, 2 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

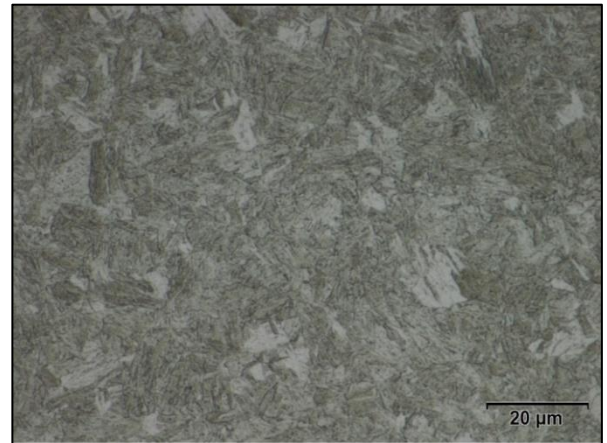


Bild 41: S1100QL - 12 mm Dicke, Kern
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

5.1.2.2. Ergebnisse der Härtemessungen

(a) Werkstoff S355J2+N

Die Abbildungen 96 und 97 zeigen die Härteverläufe der Probe in der Güte S355J2+N in Dickenrichtung bei der 12 mm und 30 mm dicken Probe. Während die 12 mm starke Probe einen Härteverlauf von etwa 150-170 HV1 aufzeigt, ist die 30 mm starke Probe mit Werten zwischen 150 HV1 bis 190 HV1 etwas härter. Diese gering höheren Härtewerte könnten durch den etwas höheren Kohlenstoffgehalt der 30 mm starken Proben begründet sein.

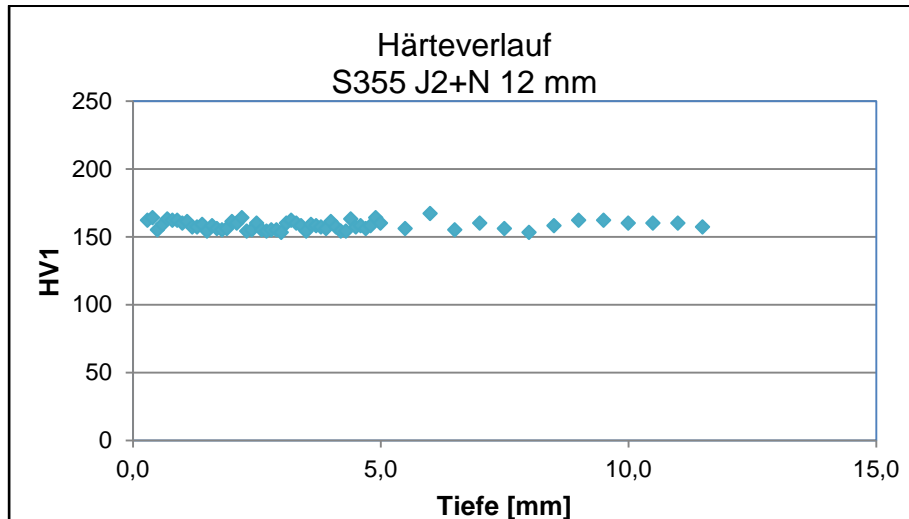


Abbildung 96: Härteverlauf S355 J2+N, 12 mm, Dickenrichtung

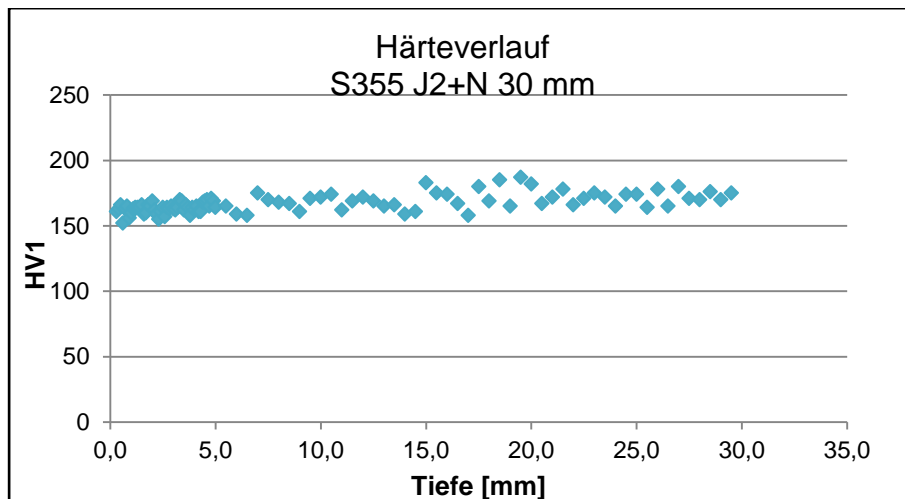


Abbildung 97: Härteverlauf S355 J2+N, 30 mm, Dickenrichtung

(b) Werkstoffes S460NL

Abbildung 98 und Abbildung 99 stellen die Härteverläufe HV1 in Dickenrichtung der Probe aus dem Werkstoff S460NL bei Erzeugnisdicken von 12 mm und 30 mm dar. Die gemessenen Härtewerte zeigen über die Probentiefe einen konstanten Verlauf.

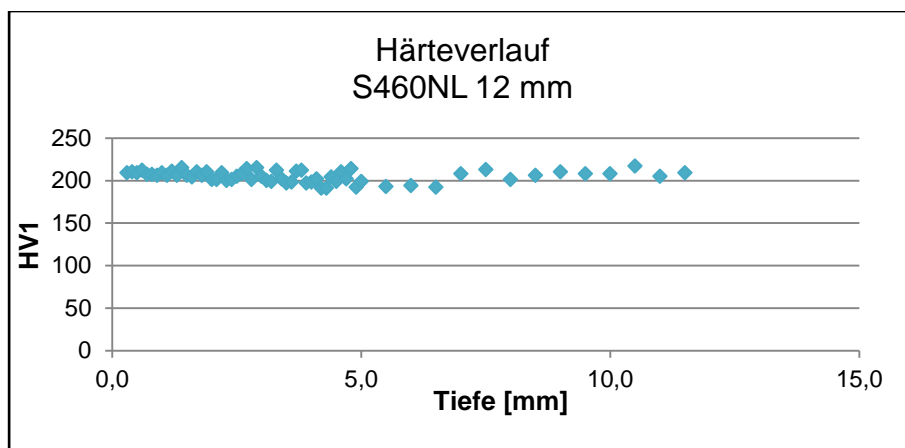


Abbildung 98: Härteverlauf S460NL, 12 mm, Dickenrichtung

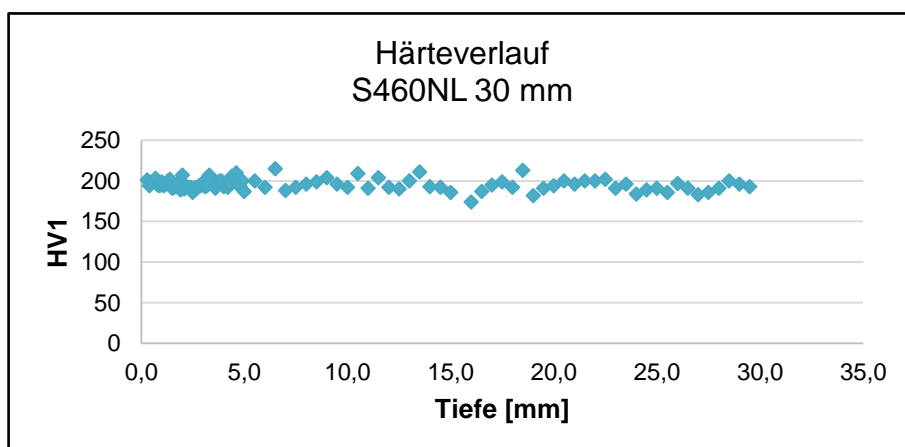


Abbildung 99: Härteverlauf S460NL, 30 mm, Dickenrichtung

(c) Werkstoffe S700MC

Die Abbildungen 100 und 101 zeigen die Härteverläufe des Werkstoffes S700MC der 12 mm und der 30 mm Probendicke. Die Härtewerte der 12 mm dicken Probe schwanken zwischen 303 HV1 bis zu 340 HV1.

Die Schwankungen der Härtewerte HV1 von den 30 mm dicken Proben sind noch größer und liegen zwischen 266 HV1 in der Probenmitte und 329 HV1 in den oberflächennahen Bereichen. Diese Unterschiede kommen vermutlich durch die längere Abkühlzeit des 30 mm dicken Bleches im Warmwalzwerk zustande. Diese Proben sind weicher als die 12 mm dicken Proben.

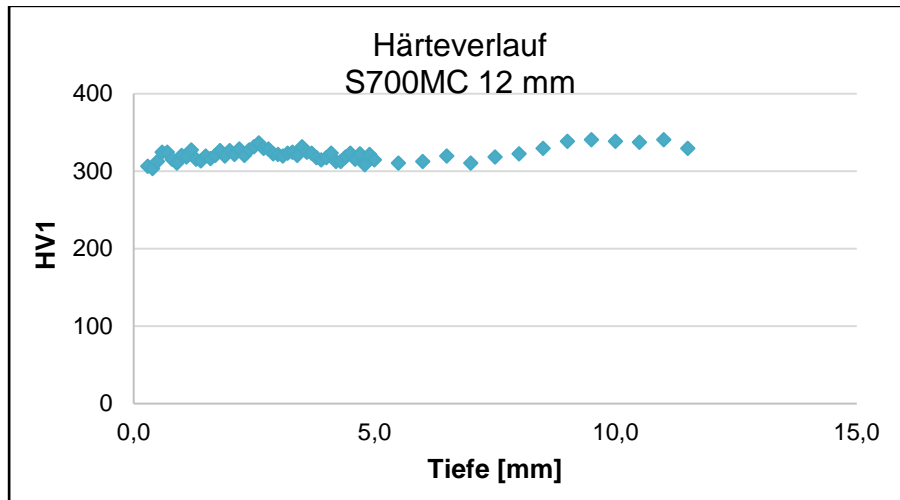


Abbildung 100: Härteverlauf S700MC, 12 mm, Dickenrichtung

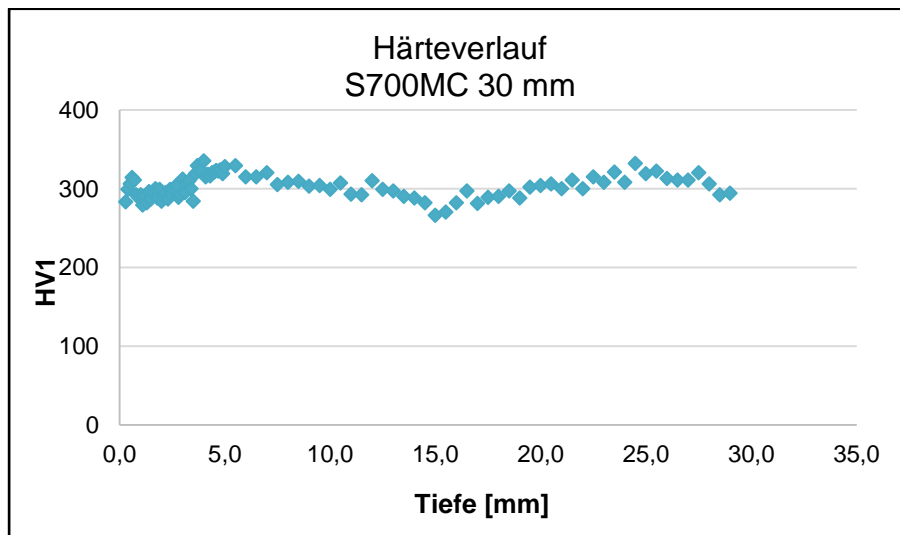


Abbildung 101: Härteverlauf S700MC, 30 mm, Dickenrichtung

(d) Werkstoffe S960QL

Die Abbildungen 102 und 103 zeigen die Härteverläufe der Proben des Werkstoffes S960QL. Die Härtewerte der 12 mm dicken Probe zeigen gegenüber den Proben des 30 mm dicken Grundwerkstoffes deutlich geringere Schwankungen bei den gemessenen Härtewerten in den verschiedenen Tiefen.

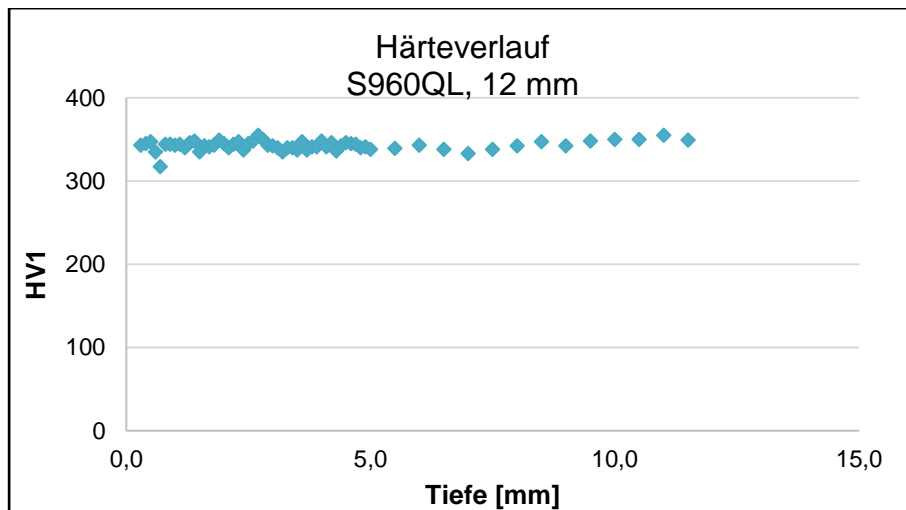


Abbildung 102: Härteverlauf S960QL, 12 mm, Dickenrichtung

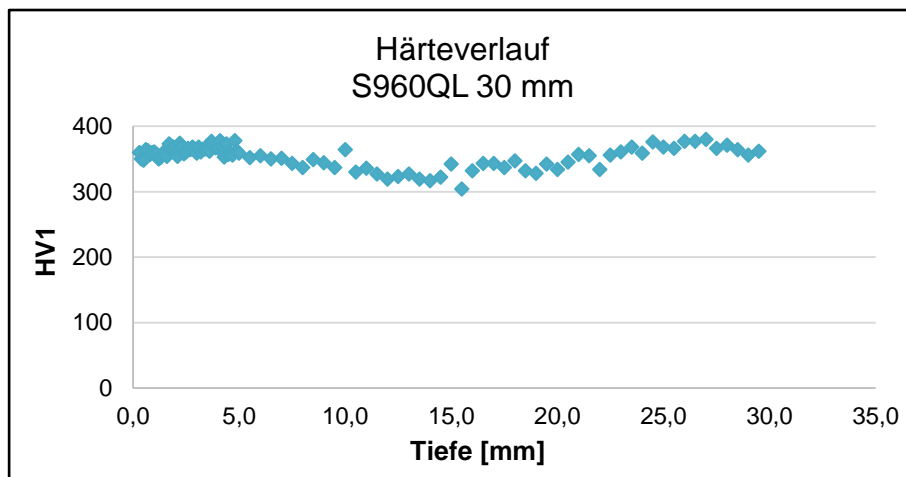


Abbildung 103: Härteverlauf S960QL, 30 mm, Dickenrichtung

(e) Werkstoff S1100QL

Abbildung 104 zeigt den Härteverlauf der des Werkstoffes S1100QL in einer Dicke von 12 mm. Die Härtewerte schwanken zwischen 447 HV1 und 472 HV1 und sind somit in einem sehr schmalen Streuband.

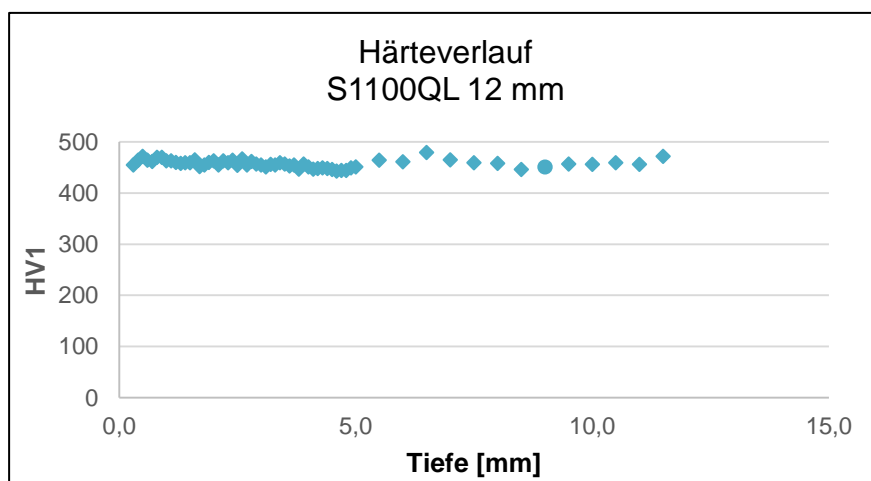


Abbildung 104: Härteverlauf S1100QL, 12 mm, Dickenrichtung

5.2 Ergebnisse der während des Flammrichtens durchgeführten Prüfungen

5.2.1 Ergebnisse der Temperaturmessungen während den Flammrichtvorgängen

Die Abbildungen 105 bis 107 zeigen exemplarisch die Aufheiz- und Abkühlkurven von drei 12 mm dicken Proben im Werkstoff S355 J2+N bei den verschiedenen Flammrichtspurbreiten in den Positionen Probenanfang (blau), Probenmitte (rot) und Probenende (grün).

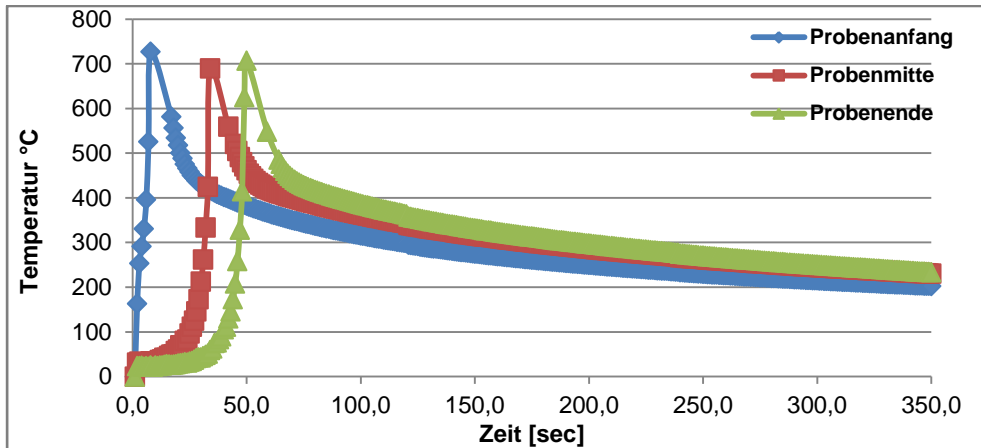


Abbildung 105: Temperaturmessung S355 J2+N, 12 mm, Richtspurbreite= 1xT

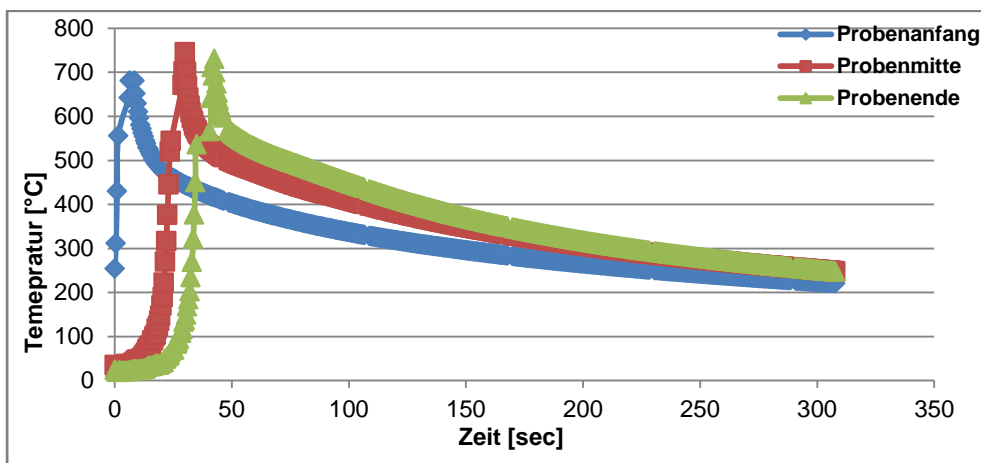


Abbildung 106: Temperaturmessung S355 J2+N, 12 mm, Richtspurbreite= 2xT

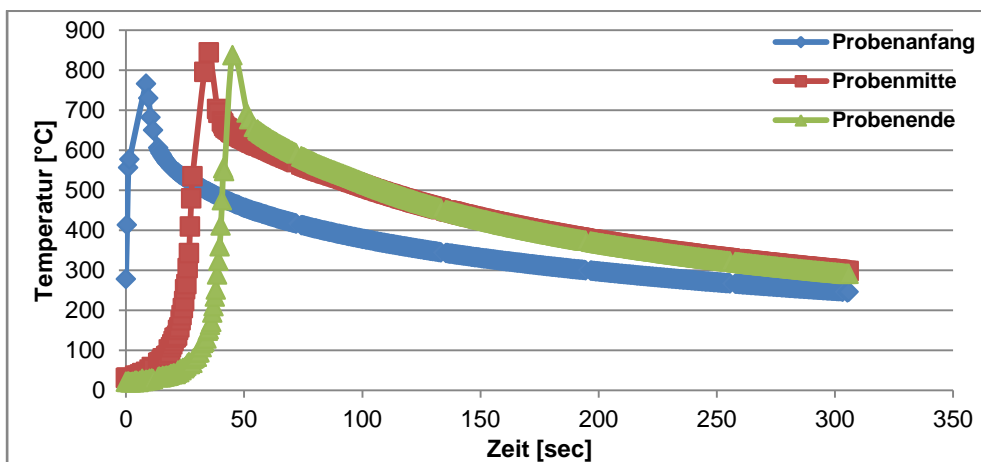


Abbildung 107: Temperaturmessung S355 J2+N, 12 mm, Richtspurbreite= 3xT

Die Abkühlkurven der 12 mm dicken Proben zeigen, dass mit zunehmender Richtspurbreite die Spitzentemperaturen von etwa 700°C bei der Richtspurbreite 1xT auf 845°C bei der Richtspurbreite von 3xT ansteigen. Bei den 30 mm dicken Proben wurden folgende Temperaturverläufe gemessen (siehe Abbildungen 108 bis 110). Diese Abbildungen zeigen die Abkühlkurven beispielhaft für den Werkstoff S355 J2+N.

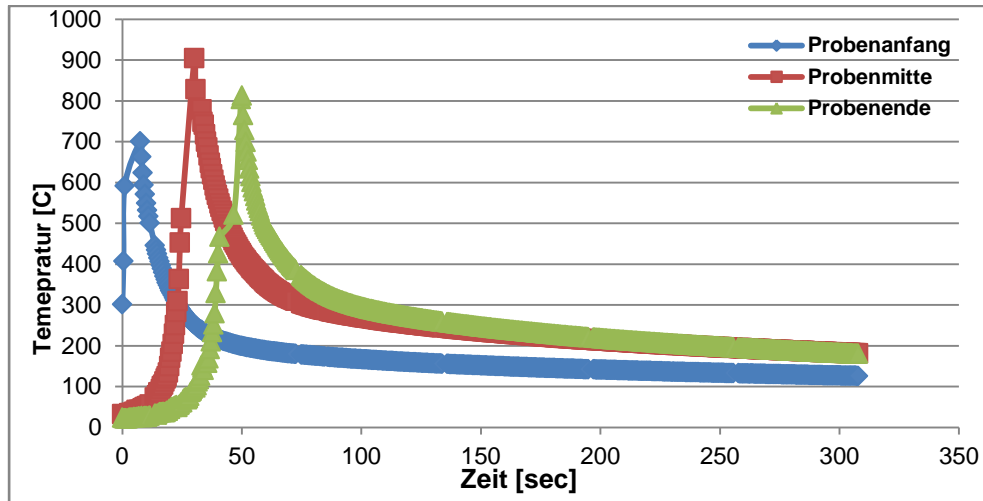


Abbildung 108: Temperaturmessung S355 J2+N, 30 mm, Richtspurbreite= 1xT

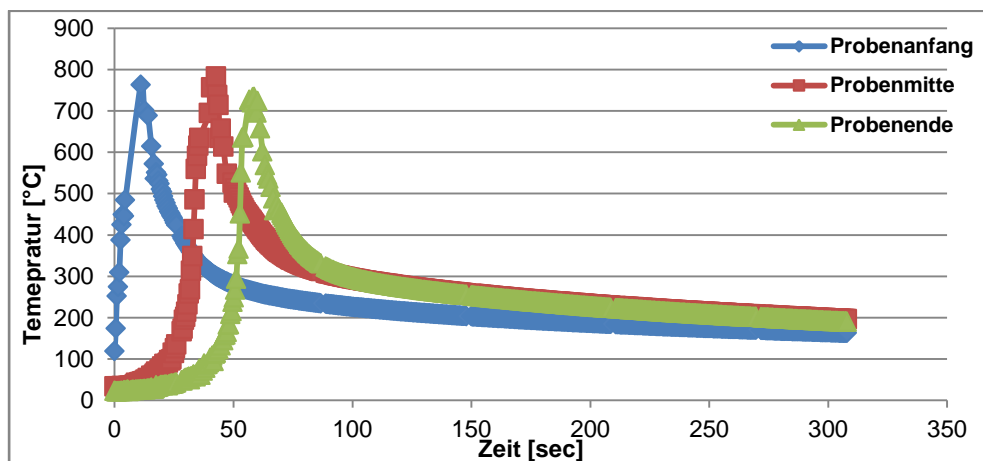


Abbildung 109: Temperaturmessung S355 J2+N, 30 mm, Richtspurbreite= 2xT

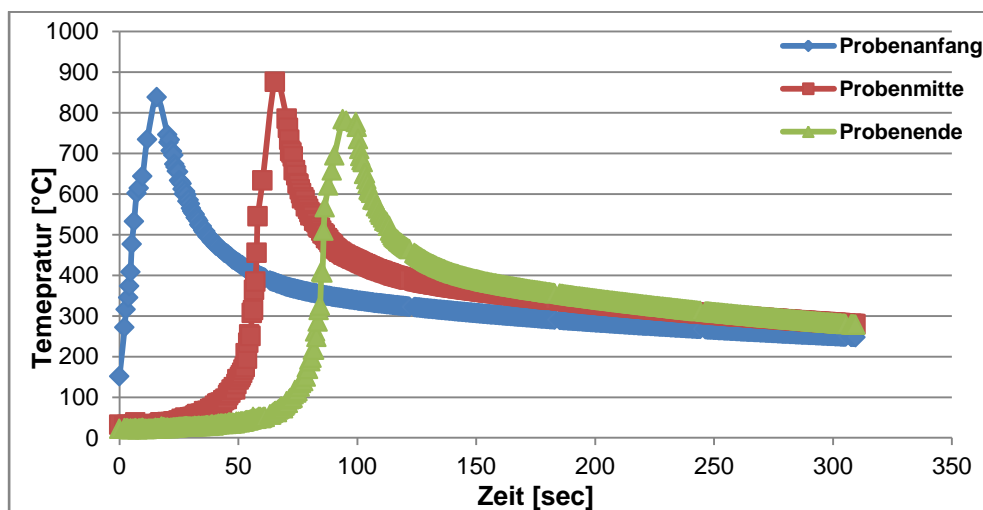


Abbildung 110: Temperaturmessung S355 J2+N, 30 mm, Richtspurbreite= 3xT

Der Effekt, dass mit zunehmender Flammrichtspurbreite die Spitzentemperatur ansteigt, konnte bei diesen Proben nicht beobachtet werden. Im Vergleich zu den 12 mm dicken Proben erkennt man deutlich die angestiegene Aufheizzeit, die sich durch die breiteren Flammrichtspurbreiten ergibt.

Die folgende Tabelle 10 zeigt die ermittelten Aufheizzeiten der verschiedenen Proben. Mit der vorgegebenen Länge der Probe von 480 mm abzüglich der jeweils 20 mm am Anfang und am Ende, die nicht aufgeheizt wurden, konnte aus der Aufheizzeit die Aufheizgeschwindigkeit ermittelt werden.

Tabelle 10: Aufheizzeiten und -geschwindigkeiten

Probe				t [s]		v [cm/min]	
Werkstoff	Blechdicke	Richtfigur	Proben Nr.		Ø		Ø
S355 J2+N	t = 12 mm	1xT=12 mm	1111	32	41	83	65
			1112	46		57	
			1113	41		64	
			1114	46		57	
		2xT= 24 mm	1121	49	44	54	60
			1122	41		64	
			1123	40		66	
			1124	47		56	
		3xT=36 mm	1131	74	60	36	45
			1132	58		46	
			1133	54		49	
			1134	55		48	
	t = 30 mm	1xT=30 mm	1211	57	54	46	49
			1212	53		50	
			1213	56		47	
			1214	49		54	
		2xT=60 mm	1221	103	92	26	30
			1222	108		24	
			1223	69		38	
			1224	86		31	
		3xT=90 mm	1231	153	125	17	22
			1232	122		22	
			1233	111		24	
			1234	113		23	
S460 NL	t = 12 mm	1xT=12 mm	4111	39	37	68	72
			4112	38		69	
			4113	36		73	
			4114	34		78	
		2xT= 24 mm	4121	56	51	47	52
			4122	53		50	
			4123	47		56	
			4124	48		55	
		3xT=36 mm	4131	65	58	41	46
			4132	55		48	
			4133	55		48	
			4134	58		46	
	t = 30 mm	1xT=30 mm	4211	40	42	66	64
			4212	41		64	
			4213	39		68	
			4214	46		57	
		2xT=60 mm	4221	71	69	37	38
			4222	69		38	
			4223	70		38	
			4224	67		39	
		3xT=90 mm	4231	107	111	25	24
			4232	112		24	
			4233	107		25	
			4234	117		23	

Tabelle 10: Aufheizzeiten und –geschwindigkeiten (fortgesetzt)

Probe				t [s]		v [cm/min]	
Werkstoff	Blechdicke	Richtfigur	Proben Nr.		Ø		Ø
S700 MC	t = 12 mm	1xT=12 mm	5111	29	30	91	90
			5112	25		106	
			5113	32		83	
			5114	32		83	
		2xT= 24 mm	5121	41	40	64	67
			5122	40		66	
			5123	36		73	
			5124	42		63	
		3xT=36 mm	5131	52	53	51	50
			5132	52		51	
			5133	56		47	
			5134	52		51	
	t = 30 mm	1xT=30 mm	5211	45	37	59	74
			5212	32		83	
			5213	36		73	
			5214	33		80	
		2xT=60 mm	5221	72	65	37	41
			5222	61		43	
			5223	67		39	
			5224	60		44	
		3xT=90 mm	5231	93	98	28	27
			5232	108		24	
			5233	91		29	
			5234	100		26	
S960 QL	t = 12 mm	1xT=12 mm	7111	30	27	88	98
			7112	23		115	
			7113	28		94	
			7114	28		94	
		2xT= 24 mm	7121	33	35	80	75
			7122	35		75	
			7123	37		71	
			7124	36		73	
		3xT=36 mm	7131	54	52	49	51
			7131	52		51	
			7133	56		47	
			7134	47		56	
	t = 30 mm	1xT=30 mm	7211	35	36	75	75
			7212	30		88	
			7213	38		69	
			7214	39		68	
		2xT=60 mm	7221	58	63	46	42
			7222	63		42	
			7223	66		40	
			7224	64		41	
		3xT=90 mm	7231	89	95	30	28
			7232	99		27	
			7233	100		26	
			7234	92		29	
S1100 QL	t = 12 mm	1xT=12 mm	8111	28	25	94	107
			8112	25		106	
			8113	23		115	
			8114	23		115	
		2xT= 24 mm	8121	35	32	75	83
			8122	29		91	
			8123	33		80	
			8124	31		85	
		3xT=36 mm	8131	56	49	47	55
			8132	53		50	
			8133	45		59	
			8134	42		63	

Die Tabelle zeigt, dass mit steigender Spurbreite die Aufheizzeiten steigen und damit die Aufheizgeschwindigkeit zurückgeht. Damit erhöht sich die eingebrachte Wärme in den Werkstoff.

Es ist allerdings auch zu erkennen, dass die Werte extrem schwanken. So benötigte der Flammrichter für die verschiedenen 12 mm Bleche eine mittlere Aufheizzeit von 25 Sekunden bei dem Werkstoff S1100QL und eine mittlere Zeit von 41 Sekunden bei dem Werkstoff S355 J2+N. Durch diese starke Streuung der Aufheizzeiten wurden auch die Abkühlzeiten

stark beeinflusst. Aus diesem Grunde wurden die Abkühlzeiten von 700°C auf 500°C in Anlehnung an die $t_{8/5}$ -Zeiten, ermittelt.

Diese Ableitung der Abkühlkurven könnte von großem Interesse zur Beurteilung der entstehenden Gefügezustände in der Wärmeeinflusszone sein. Die Beurteilung der Schweißbarkeit wird in der Schweißtechnik unter anderem durch die $t_{8/5}$ -Zeiten und anschließender Beurteilung der zu erwartenden Gefügebestandteile aus einem Schweiß-ZTU Diagramm ermittelt. Da bei den durchgeführten Flammrichtversuchen sehr häufig eine Spitzentemperatur von 800°C nicht erreicht wurde, aber immer mindestens an einem Messpunkt jeder Probe 700°C erzielt wurde, zeigt die folgende Tabelle die aus den Versuchen ermittelte $t_{7/5}$ Zeit.

Tabelle 11: Abkühlzeiten $t_{7/5}$ der flammgerichteten Proben

Probe				$T_{7/5}$ -Zeit		
Werkstoff	Blechdicke	Richtfigur	Proben Nr.	Probe unten	Probe Mitte	Probe oben
S355 J2+N	t = 12 mm	1xT=12 mm	1111	6,5	6	7
			1112	3	23	37
			1113	3	12,5	12,5
			1114	7	33,5	16
		2xT= 24 mm	1121	26	40	43
			1122	7	18,5	22,5
			1123	8	19	25
			1124	9,5	19	30,5
		3xT=36 mm	1131	60	117	109
			1132	23	86	77
			1133	24	67	58,5
			1134	21	51	81,5
	t = 30 mm	1xT=30 mm	1211	4	8,5	8
			1212	5,5	6	6,5
			1213	5,5	7	6,5
			1214	4	6	5
		2xT=60 mm	1221	11,5	19,5	18
			1222	11	22,5	22
			1223	7	8	6
			1224	13	12	10
		3xT=90 mm	1231	39,5	68,5	46
			1232	15,5	20	14
			1233	14	13,5	13,5
			1234	13,5	14	17,5
S460 NL	t = 12 mm	1xT=12 mm	4111	5,5	7	8,5
			4112	18,5	7	9
			4113	8,5	10,5	8,5
			4114	7,5	9,5	8
		2xT= 24 mm	4121	35,5	64,5	49
			4122	16	43,5	31
			4123	19,5	24	27,5
			4124	16	40	29,5
		3xT=36 mm	4131	52,5	75	50
			4132	21,5	40	41
			4133	36	34,5	34
			4134	32,5	57,5	51
	t = 30 mm	1xT=30 mm	4211	6,5	4,5	4,5
			4212	4	4	4
			4213	3,5	3,5	5,5
			4214	5,5	5	7,5
		2xT=60 mm	4221	7	9	7
			4222	7,5	8,5	7,5
			4223	8,5	8	8
			4224	7	8,5	8
		3xT=90 mm	4231	17,5	13,5	10,5
			4232	11,5	13	14
			4233	14,5	13	15
			4234	16	22,5	15

Tabelle 11: Abkühlzeiten $t_{7/5}$ der flammgerichteten Proben (fortgesetzt)

S700 MC	t = 12 mm	1xT=12 mm	5111	3	3	4
			5112	3	3,5	4
			5113	4	4	4,5
			5114	4,5	3,5	3,5
		2xT= 24 mm	5121	8	14	14,5
			5122	8,5	8,5	7,5
			5123	6,5	12	31,5
			5124	7,5	28,5	27,5
		3xT=36 mm	5131	63	85	80
			5132	20	78,5	86
			5133	42	88	79,5
			5134	49,5	73,5	68
	t = 30 mm	1xT=30 mm	5211	6	6	5,5
			5212	2	3,5	4
			5213	5	6	4,5
			5214	3,5	4	5
		2xT=60 mm	5221	8	7,5	7
			5222	9	12,5	11,5
			5223	8,5	6,5	8,5
			5224	7	6,5	6
		3xT=90 mm	5231	12,5	12	10
			5232	12	15	15,5
			5233	10,5	8,5	9
			5234	12	11,5	10,5
S960 QL	t = 12 mm	1xT=12 mm	7111	6	6,5	3,5
			7112	3	5	3
			7113	5,5	3,5	5
			7114	3,5	3,5	4,5
		2xT= 24 mm	7121	6	4,5	6,5
			7122	6	4,5	3,5
			7123	5	19	11
			7124	5,5	7	16,5
		3xT=36 mm	7131	28	63,5	42,5
			7131	15	52,5	43,5
			7133	28	62	49
			7134	23,5	24,5	23,5
	t = 30 mm	1xT=30 mm	7211	3	3,5	3
			7212	3	3,5	3
			7213	3	4	6
			7214	4	3,5	4,5
		2xT=60 mm	7221	6,5	8,5	6,5
			7222	7	9	8,5
			7223	6,5	8	6
			7224	6,5	11	7,5
		3xT=90 mm	7231	10,5	9,5	5,5
			7232	10,5	14,5	10
			7233	13,5	15,5	10,5
			7234	10,5	10	14
S1100 QL	t = 12 mm	1xT=12 mm	8111	5	5	4,5
			8112	3,5	3,5	4
			8113	4,5	4	3
			8114	3	2,5	2
		2xT= 24 mm	8121	6	9	8
			8122	4	6	6
			8123	7,5	8	6,5
			8124	6,5	5	5,5
		3xT=36 mm	8131	52	70	67
			8132	52,5	65	47,5
			8133	10	32	32
			8134	12	23	10,5

Die Tabelle 11 zeigt deutlich, dass nicht nur die $t_{7/5}$ -Zeiten zwischen den einzelnen Proben, trotz gleicher Blechdicke und Spurbreite extrem schwanken, sondern auch zwischen den Positionen auf der Probe. So schwankt z.B. die $t_{7/5}$ Zeit einer Probe der Güte S960QL zwischen $t_{7/5} = 28$ sec in der oberen Position auf $t_{7/5} = 62$ sec in der mittleren Position (Probe 7131). Dieser Effekt rührt aus dem rein manuellen Flammrichtvorgang bei den Versuchen und der unterschiedlichen Wärmeableitung in den unterschiedlichen Positionen auf der Probe her. Daher ist eine Betrachtung von Abkühlzeiten zur Beurteilung von Flammrichtvorgängen an einem Werkstück sehr problematisch.

Die Abkühlzeiten schwanken innerhalb des Flammrichtvorganges bei allen Proben und in allen gemessenen Positionen. Betrachtet man nun beispielsweise die oben betrachtete Probe (S960QL, Probennummer 7131) und vergleicht die Messwerte $t_{7/5}$ näherungsweise mit den $t_{8/5}$ -Zeiten aus dem Schweiß-ZTU-Diagrammen [50, Seite 126] erkennt man, dass zwischen diesen verschiedenen Abkühlzeiten näherungsweise die Zugfestigkeit von 900 MPa auf 730 MPa fällt. Damit würde die Probe Nr. 7131 nicht mehr den normativen Vorgaben bei den Festigkeiten entsprechen.

Hinzu kommt, dass die Temperaturen während der Versuche und auch in der Praxis nur an der Werkstückoberfläche gemessen werden können. Alle tiefer liegenden Stellen in der WEZ können über die Abkühlzeiten nicht betrachtet werden.

Die folgende Tabelle stellt die gemessenen Maximaltemperaturen, die während des Flammrichtvorganges auf den einzelnen Proben gemessen wurden dar. Hier wird deutlich, wie groß der Einfluss des manuellen Flammrichtens auf die maximal gemessene Temperatur der einzelnen Proben ist. Die gemessenen Temperaturen schwanken innerhalb der flammgerichteten Proben zwischen einer Maximaltemperatur von 711°C bei einer Probe des 12 mm dicken S1100QL und einem Wert von 1234°C bei einer Probe des 30 mm dicken Werkstoffes in der Güte S355 J2+N. Bis auf die Probe des Werkstoffes S355 J2+N in 30 mm Dicke bei einer Spurbreite von 2xT sind bei den Versuchen bei dreifacher Spurbreite jeweils die höchsten Temperaturen gemessen worden.

Tabelle 12: Maximaltemperaturen gemessen während des Flammrichtprozesses

Werkstoff	Dicke (mm)	Maximal gemessene Temperatur (°C)		
		1xT	2xT	3xT
S355J2+N	12	751	812	1106
	30	904	1234	1147
S460 NL	12	836	835	869
	30	802	827	892
S700 MC	12	805	796	966
	30	758	870	875
S960 QL	12	858	774	863
	30	740	845	854
S1100 QL	12	711	787	903

5.2.2 Ergebnisse der während der Flammrichtvorgänge durchgeführten Photogrammetriemessungen

Die mittels Photogrammetrie gemessenen Verformungen sind in Abbildung 111 bis Abbildung 113 exemplarisch für je eine Probe der Güte S355 J2+N für die drei verschiedenen Spurrichtbreiten dargestellt.

Da sich bei den Hauptversuchen, genauso wie bei den Vorversuchen, herausgestellt hat, dass die Verformung in Z-Richtung in der Probenmitte den größten Wert annimmt, wurden

für die folgenden Auswertungen nur noch die Verformungen in Z-Richtung in der Probenmitte der nicht eingespannten Seite betrachtet.

Die Kurvenverläufe zeigen, dass eine Verformung in X- und Y-Richtung nur in geringem Maße stattfindet, während die Verformung in Z-Richtung mit zunehmender Spurbreite ansteigt. Während die Verformung in Z-Richtung bei Verdopplung der Richtspurbreite bei den 12 mm dicken Proben von 12 mm auf 24 mm um etwa 2 mm ansteigt, ist der Effekt bei Erhöhung der Richtspurbreite auf 36 mm nur noch 0,7 mm groß.

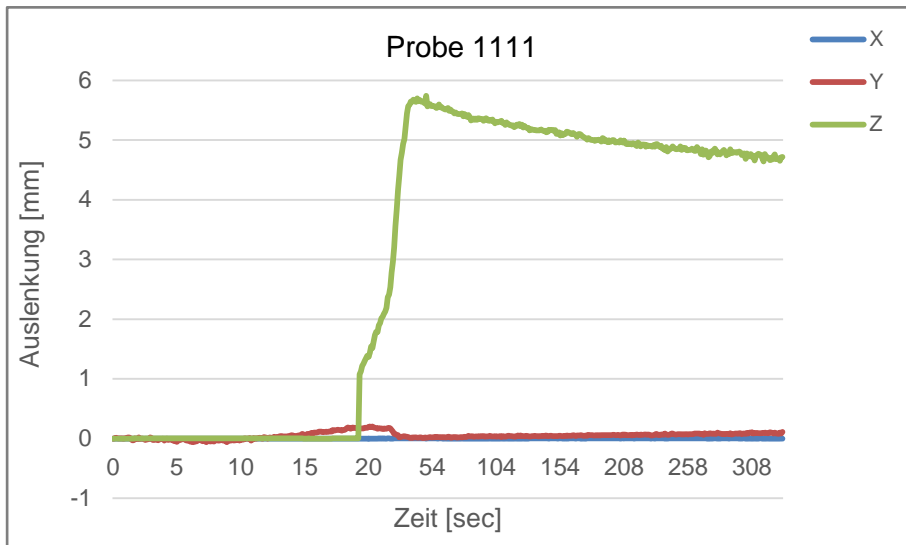


Abbildung 111: Verformungsmessung S355 J2+N - Probenmitte außen, 12 mm, 1xT

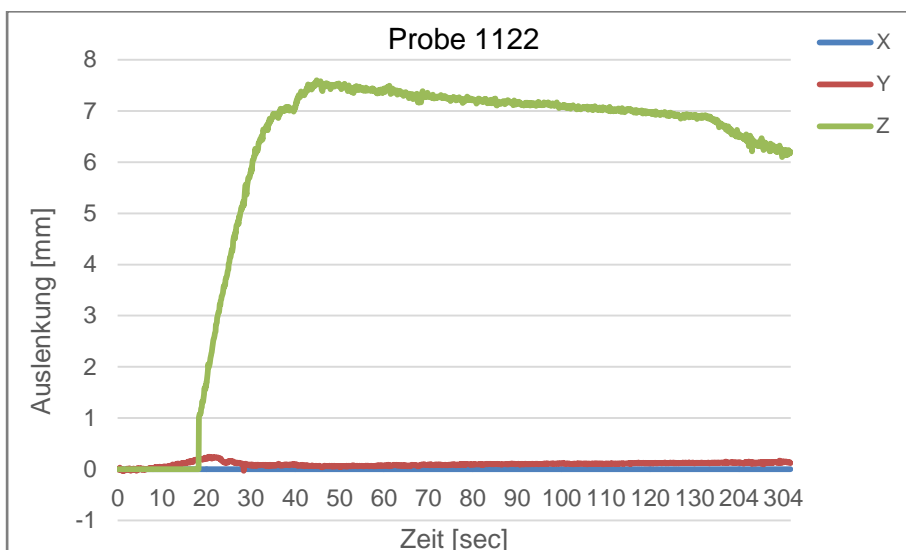


Abbildung 112: Verformungsmessung S355 J2+N - Probenmitte außen, 12 mm, 2xT

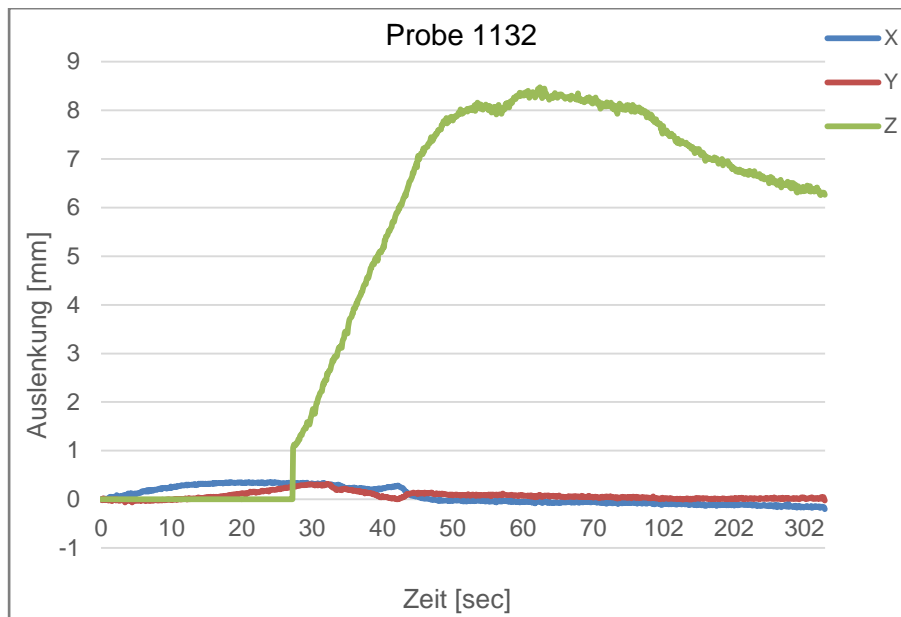


Abbildung 113: Verformungsmessung S355 J2+N - Probenmitte außen, 12 mm, 3xT

Die Kurvenverläufe der Verformungen in der Messposition „Probenmitte gegenüber der Einspannung“, bei den 30 mm dicken Proben, zeigen Abbildung 114 bis Abbildung 116. Auch bei den 30 mm Proben stieg die Verformung in Z-Richtung mit zunehmender Richtspurbreite an.

Allerdings war die Verformung bei dieser Blechdicke deutlich geringer als bei den 12 mm Proben. Sie betrug lediglich maximal 2 mm bei einer Richtspurbreite von 30 mm (1xT), 2,3 mm bei einer Richtspurbreite von 60 mm (2xT) und maximal 3,8 mm bei einer Richtspurbreite von 90 mm (3xT).

Auffällig war bei diesen Proben, dass es deutlichere Bewegungen in X- und Y-Richtung gab als bei den 12 mm dicken Proben, was vermutlich durch die höhere Wärmeeinbringung hervorgerufen wurde.

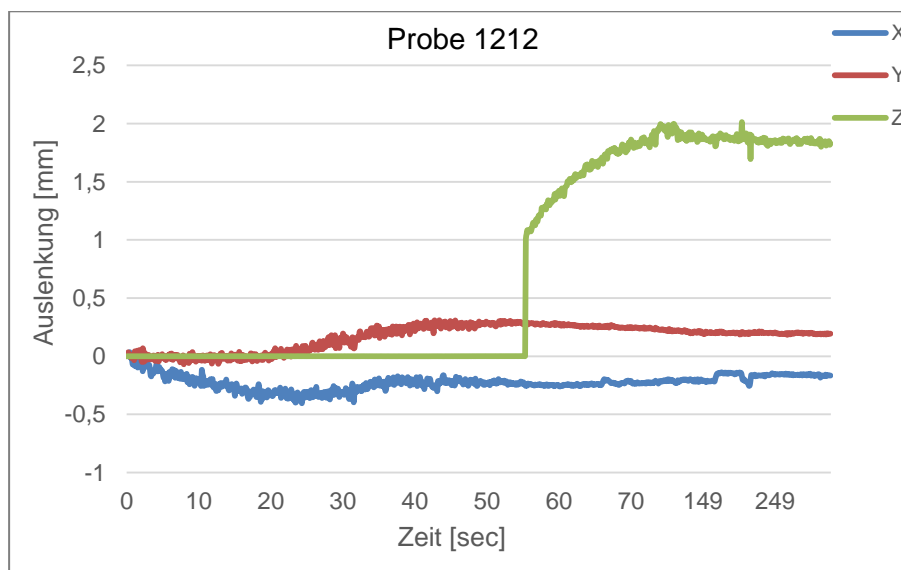


Abbildung 114: Verformungsmessung S355 J2+N - Probenmitte außen, 30 mm, 1xT

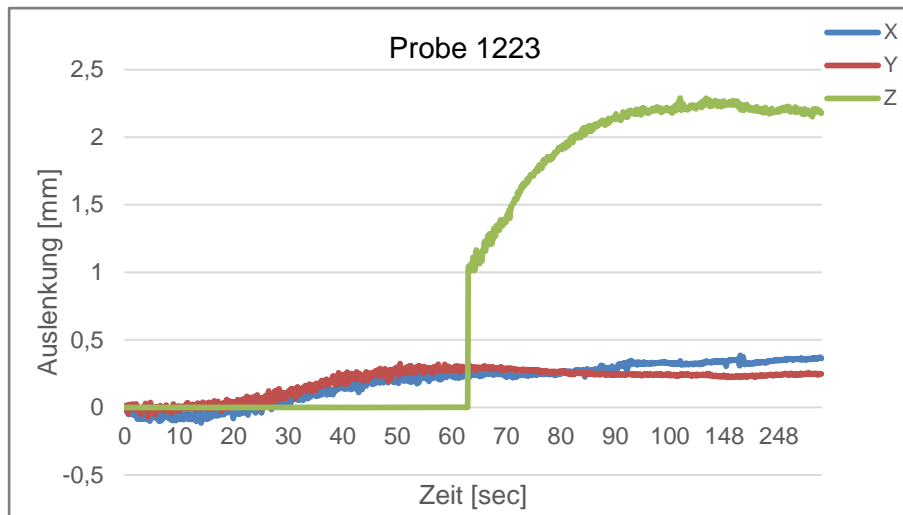


Abbildung 115: Verformungsmessung S355 J2+N - Probenmitte außen, 30 mm, 2xT

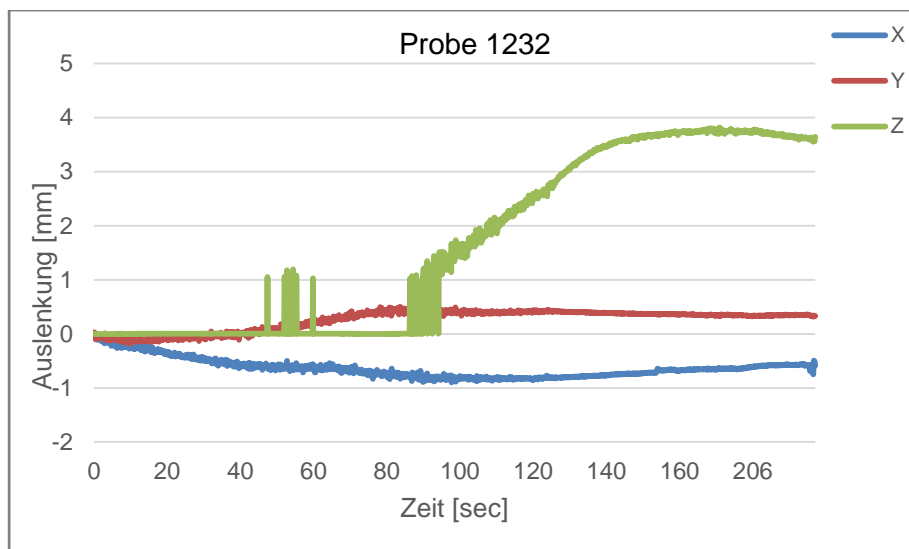


Abbildung 116: Verformungsmessung S355 J2+N - Probenmitte außen, 30 mm, 3xT

Im Vergleich zu den 12 mm dicken Proben begann die Verformung in Z-Richtung bei den 30 mm dicken Proben zu einem sehr viel späteren Zeitpunkt.

Man erkennt, dass sowohl bei den 12 mm dicken Proben (Abbildung 111 bis 113) als auch bei Proben mit einer Blechdicke von 30 mm die Verformung anstieg, wenn man die Flammrichtspurbreite von 1xT auf 3xT erhöhte.

Die größten Verformungen aller untersuchten Stahlqualitäten zeigten die Proben des Werkstoffes S460NL bei einer Dicke von 12 mm bei einer Richtspurbreite von 3xT mit 10,575 mm Verformung. Den schlechtesten Wert erreichte der Werkstoff S960QL (mit Blechdicke von 12 mm) mit einer Verformung von 3,2 mm bei einer Flammrichtspurbreite von 1xT.

Bei den 30 mm dicken Proben wurde auch die Verformung mit zunehmender Richtspurbreite größer. Die gemessenen Werte lagen jedoch deutlich niedriger als bei den 12 mm dicken Proben.

Mit zunehmender Festigkeit der flammgerichteten Werkstoffe ging bei dieser gewählten Blechdicke die maximale Verformung zurück, d.h. die härtesten Werkstoffe wiesen gerin-

gere Verformungen bei gleichen Rahmenbedingungen auf, als die Werkstoffe mit niedriger Festigkeit.

Vergleicht man etwa gleiche Flammrichtspurbreiten, wie 3xT (36 mm) bei den 12 mm dicken Blechen mit den Flammrichtspurbreiten 1xT (30 mm) der 30 mm dicken Proben, erkennt man, dass trotz ähnlicher Spurbreite völlig verschiedene Verformungen auftraten.

Damit ist erkennbar, dass die Flammrichtspurbreite immer gemeinsam mit der Blechdicke betrachtet werden muss; d.h. die Verformung ist nicht nur von der Flammrichtspurbreite allein abhängig, sondern von der Flammrichtspurbreite und der Werkstückdicke (siehe Abbildung 117).

Zusammenfassend kann man erkennen, dass die Verformung immer von der Spurbreite abhängig ist. Im Gegensatz zu den Versuchsergebnissen der *Optistraight Studie* [1] ist sie nicht immer abhängig von der Festigkeit des flammgerichteten Werkstoffes. Deutlich zu erkennen ist die Abhängigkeit der Verformung von der Blechdicke. Die Verformung nimmt mit zunehmender Blechdicke ab.

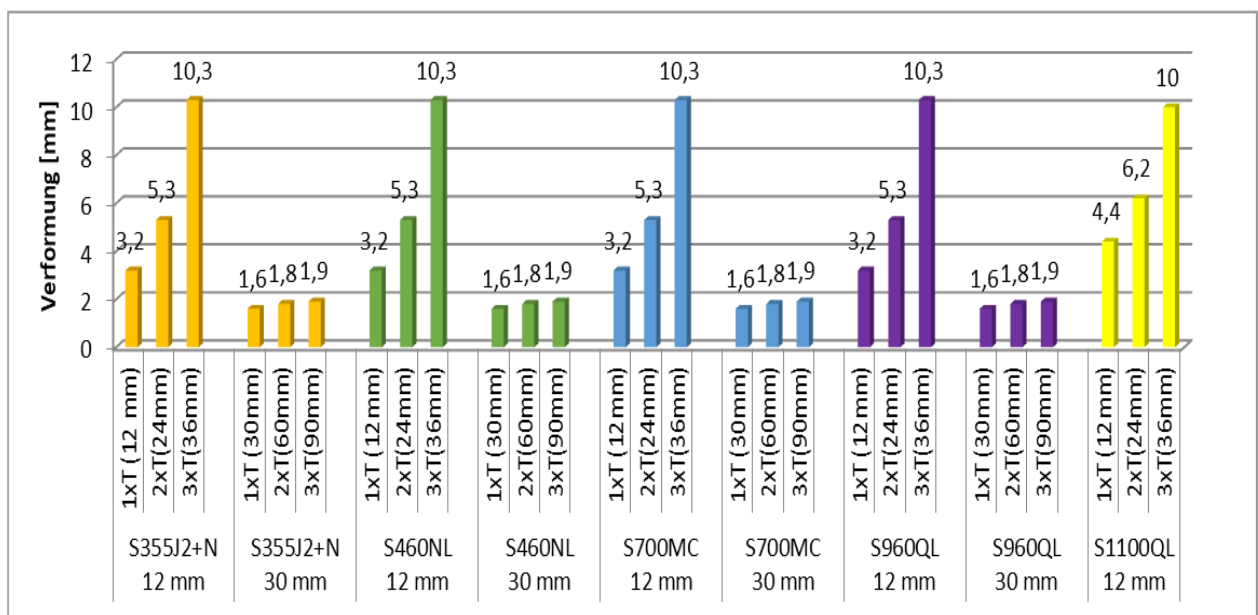


Abbildung 117: Maximale Verformung der Proben in Z-Richtung in der Probenmitte außen

5.3 Ergebnisse der Untersuchungen an den flammgerichteten Proben

5.3.1 Ergebnisse der mechanisch-technologischen Prüfungen

Alle Proben, die flammgerichtet wurden wie die unbehandelten Grundwerkstoffe, durch zerstörende Prüfungen mittels Zugversuch und Kerbschlagbiegeversuch nach DIN EN ISO 148-1: 2017-05, Teil 1 und DIN EN ISO 6892-1: 2017-02, in Längsrichtung und Querrichtung untersucht.

Die Probenentnahme für die Zugversuche, Kerbschlagbiegeversuche und die metallographischen Untersuchungen wurden nach dem folgenden Probenplan durchgeführt (siehe Abbildung 118). Vor der Entnahme wurden der untere und obere Bereich, also dort, wo keine Wärme eingebracht wurde, von den Platten abgeschnitten.

Die Proben wurden bei den Längs- und Querproben für die Zug- und Kerbschlagbiegeversuche aus der Probenmitte, also der Fläche mit der größten Beeinflussung durch das Flammrichten, entnommen.

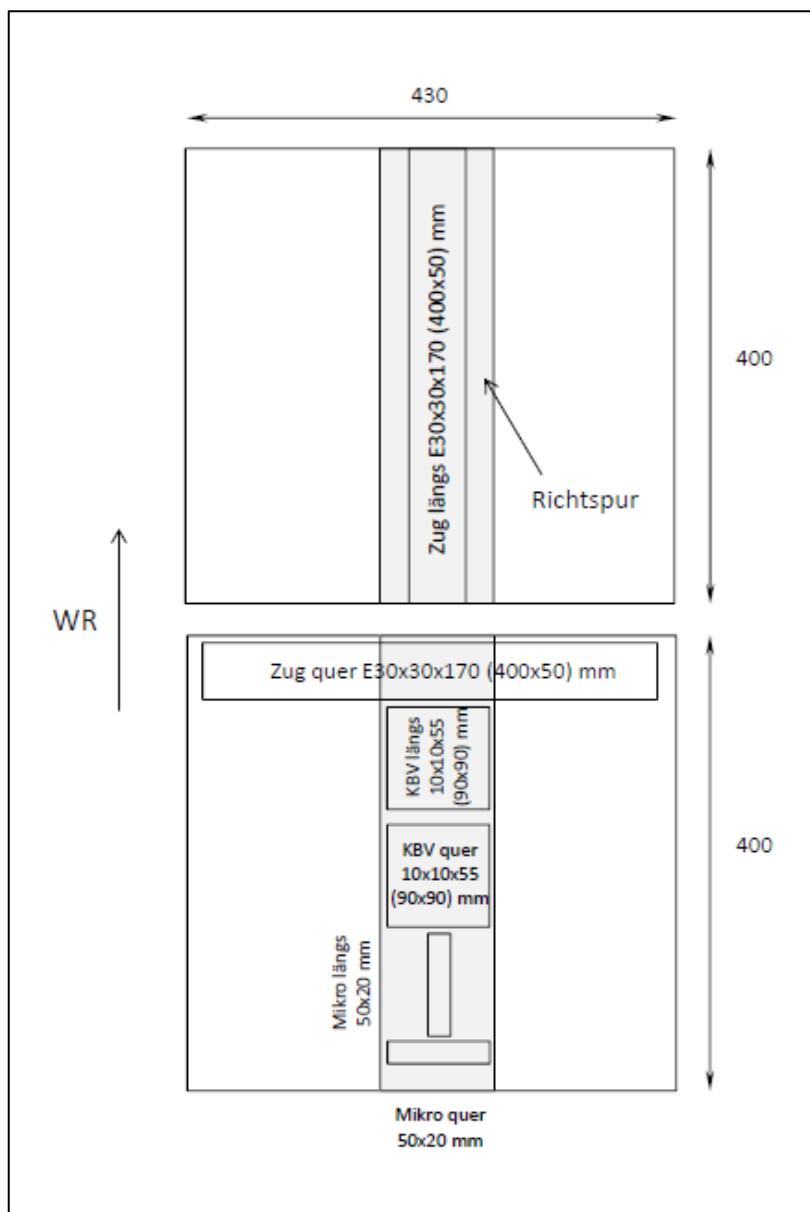


Abbildung 118: Arbeitsplan für die Probenentnahme der mechanisch technologischen Prüfungen und metallographischen Schlitze

(a) Mechanisch-technologische Kennwerte des flammgerichteten Werkstoffs S355 J2+N

Abbildung 119 zeigt die Ergebnisse der Zug- und Kerbschlagbiegeversuche des Versuchswerkstoffes S355 J2+N. Die Ergebnisse zeigen, dass die drei verschiedenen Flammrichtspurbreiten bei beiden beprobten Blechdicken zu keiner Unterschreitung der normativ vorgegebenen Werte des Zugversuches und des Kerbschlagbiegeversuches führten.

Beim Vergleich der Ergebnisse mit den ermittelten Werten des unbehandelten Werkstoffes in der Güte S355 J2+N lagen auch die ermittelten Kennwerte des Zug- und der Kerbschlagbiegeversuche auf dem Niveau des unbehandelten Werkstoffes. Lediglich die Werte der Kerbschlagzähigkeit hatten sich bei den Proben, die mit einer Richtspurbreite von 3xT flammgerichtet wurden, etwa halbiert.

Dies war bei dem eingesetzten Werkstoff mit Kerbschlagzähigkeiten von über 200 Joule im Grundwerkstoff problemlos, da die normative Vorgabe von einer Mindestkerbschlagzähigkeit von 27 Joule immer erreicht wurde.

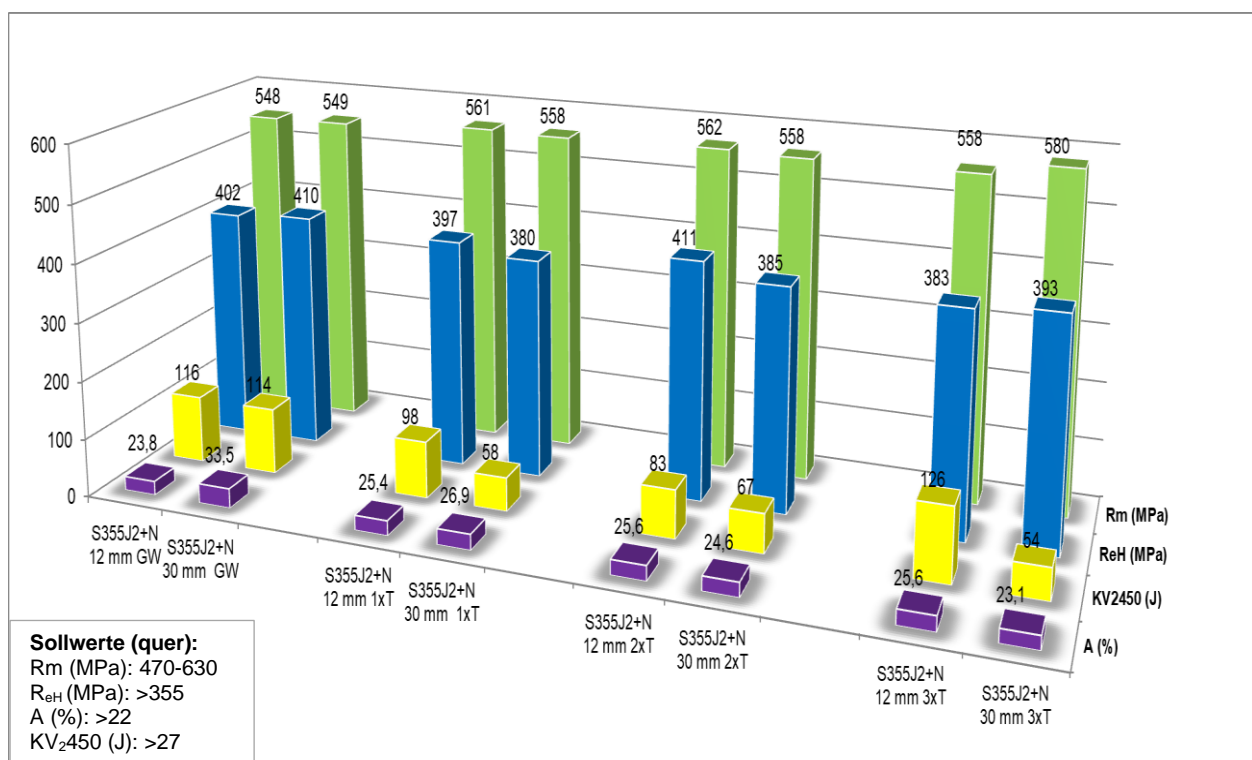


Abbildung 119: Ergebnisse der Zug- und Kerbschlagbiegeversuche der flammgerichteten Proben S355J2+N

(b) Mechanisch-technologische Kennwerte des flammgerichteten Werkstoffs S460NL

Abbildung 120 zeigt die mechanischen Kennwerte des flammgerichteten Werkstoffes S460NL. Die Werte erreichten alle die normativen Vorgaben und beim Vergleich mit den Ergebnissen der Zug- und Kerbschlagbiegeversuche mit den unbehandelten Werkstoffen erkennt man, dass die Streckgrenze der flammgerichteten Proben deutlich zurückgegangen ist und sich die Ergebnisse des Kerbschlagbiegeversuches fast halbiert haben.

Die normativ geforderten Mindestwerte für die Zugfestigkeit, Streckgrenze, Dehnung und Kerbschlagarbeit wurden bei allen Proben erreicht.

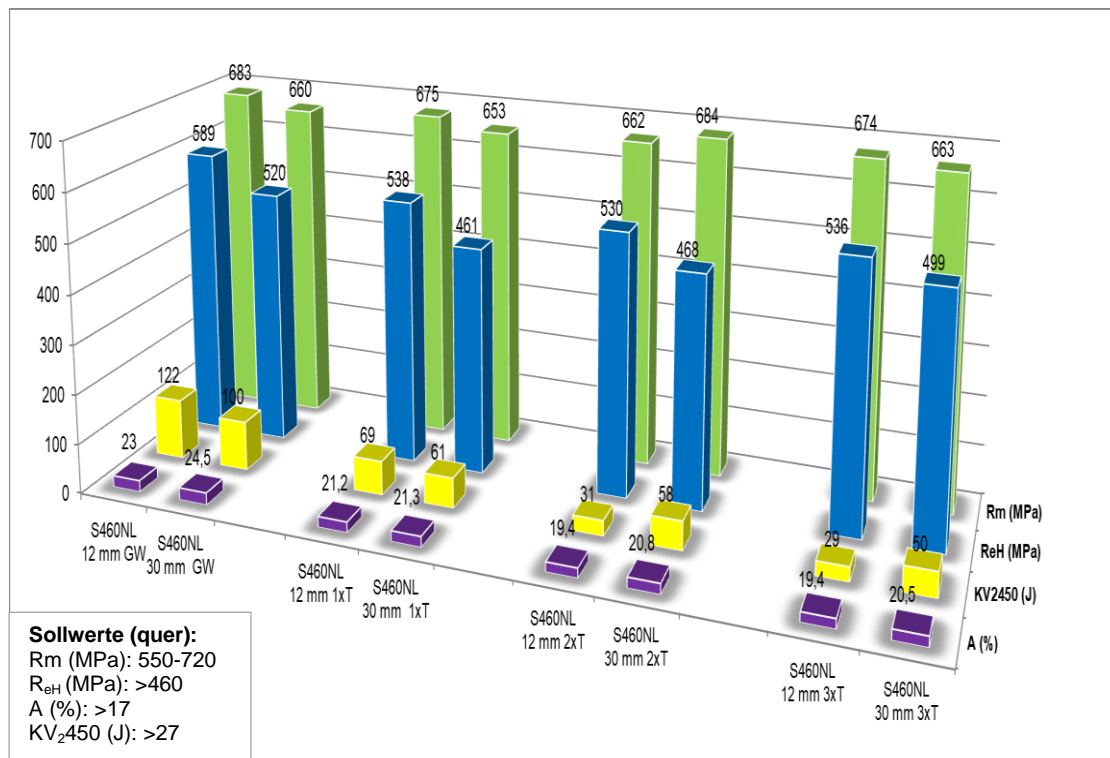


Abbildung 120: Ergebnisse der Zug- und Kerbschlagbiegeversuche der flammgerichteten Proben S460NL

(c) Mechanisch-technologische Kennwerte des flammgerichteten Werkstoffs S700MC

Die in Abbildung 121 dargestellten Kennwerte der Proben des Werkstoffs S700MC zeigen bei den verschiedenen Flammrichtfiguren keine signifikanten Änderungen zu den geprüften unbehandelten Werkstoffen.

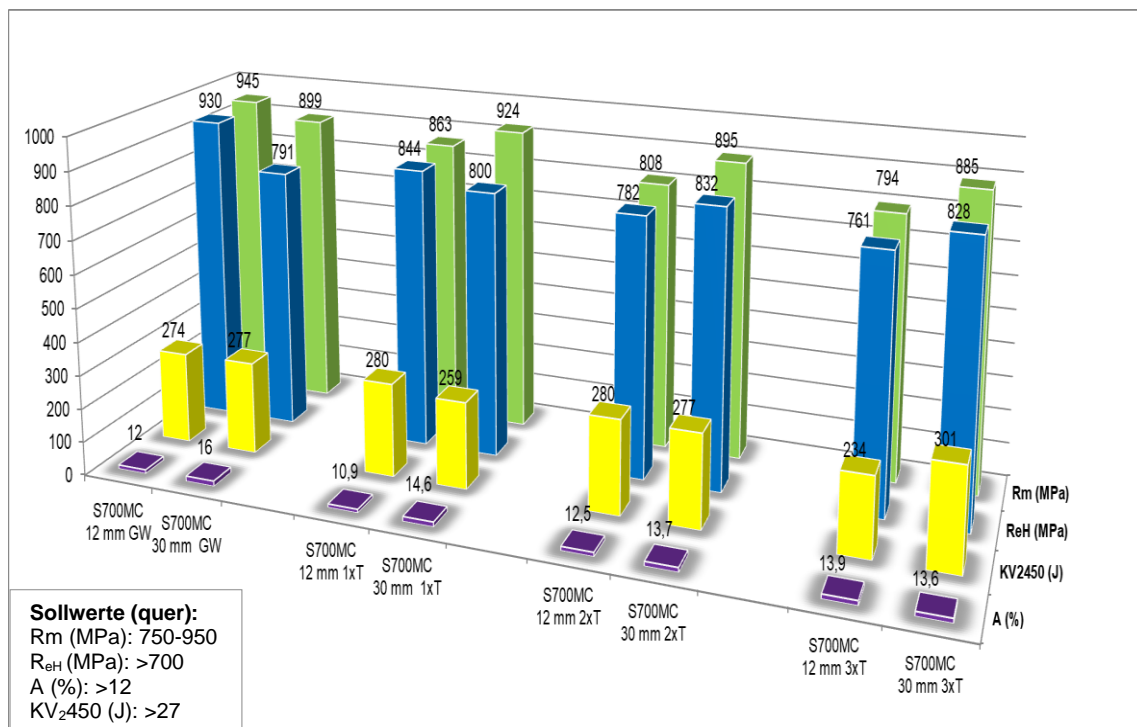


Abbildung 121: Ergebnisse der Zug- und Kerbschlagbiegeversuche der flammgerichteten Proben S700MC

(d) Mechanisch-technologische Kennwerte des flammgerichteten Werkstoffs S960QL

Abbildung 122 zeigt die Ergebnisse der mechanisch-technologischen Untersuchungen des flammgerichteten Werkstoffes S960QL. Bei diesem Werkstoff hatte das Flammrichten einen erheblichen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften der 12 mm dicken Proben bei einer Flammrichtspurbreite von 3xT. Die Streckgrenzenwerte und Zugfestigkeitswerte erreichten nach diesen Versuchen die geforderten normativen Mindestwerte nicht mehr.

Bei den 30 mm dicken Proben wurden die Streckgrenzen- und die Zugfestigkeitswerte der normativ vorgegebenen Querkzugproben erreicht, die Längszugproben unterschritten die Werte.

Die Ergebnisse zeigen außerdem, dass die Spurbreite und damit die Wärmeeinbringung einen Einfluss auf die Ergebnisse des Kerbschlagbiegeversuches hatten. Der Mittelwert der Kerbschlagarbeit verringerte sich von 93 Joule bei einer einfachen Spurbreite auf einen mittleren Wert von 81 Joule bei zweifacher Spurbreite und am Ende auf 73 Joule bei einer dreifachen Spurbreite. Dies zeigt deutlich, dass die Wärmeeinbringung einen erheblichen Einfluss auf die Ergebnisse des Kerbschlagbiegeversuches bei diesem Werkstoff hatte.

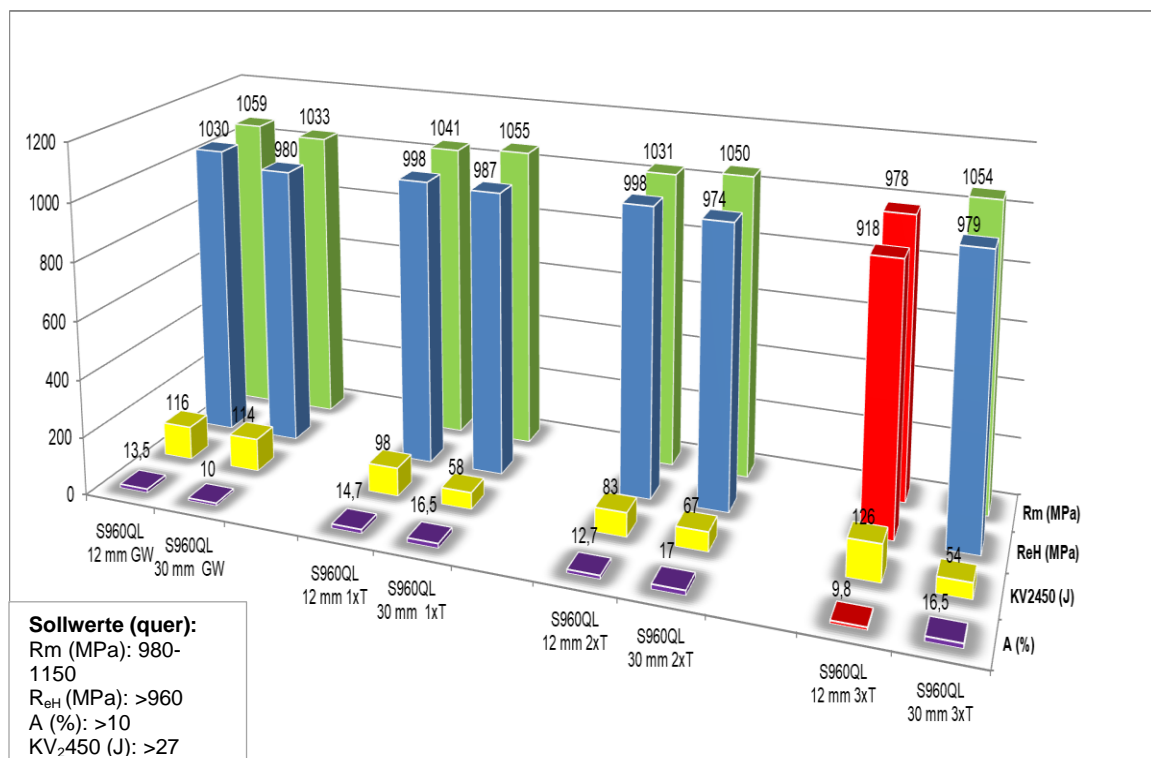


Abbildung 122: Ergebnisse der Zug- und Kerbschlagbiegeversuche der flammgerichteten Proben S960QL

(e) Mechanisch-technologische Kennwerte des flammgerichteten Werkstoffs S1100QL

Die Ergebnisse der Abbildung 123 zeigen die mechanischen Eigenschaften der Proben in der Güte S1100QL bei den 12 mm dicken Proben. Ein Material in einer Dicke von 30 mm war am Markt nicht verfügbar.

Die ermittelten Ergebnisse aus den Zugversuchen zeigen einen Abfall der Zugfestigkeit und Streckgrenze, die mit zunehmender Flammrichtbreite größer wurden und ihr Maximum bei den Flammrichtspurbreiten von 3xT fanden. Hier sanken die Werte der Streckgrenze auf 891 MPa bei den Längsproben und 975 MPa bei den Querkproben ab. Auch die Werte der Kerb-

schlagzähigkeit gingen zurück, lagen aber mit Werten von 50 Joule bzw. 44 Joule bei den Querproben bei 3xT immer noch deutlich über dem Minimalwert von 27 Joule.

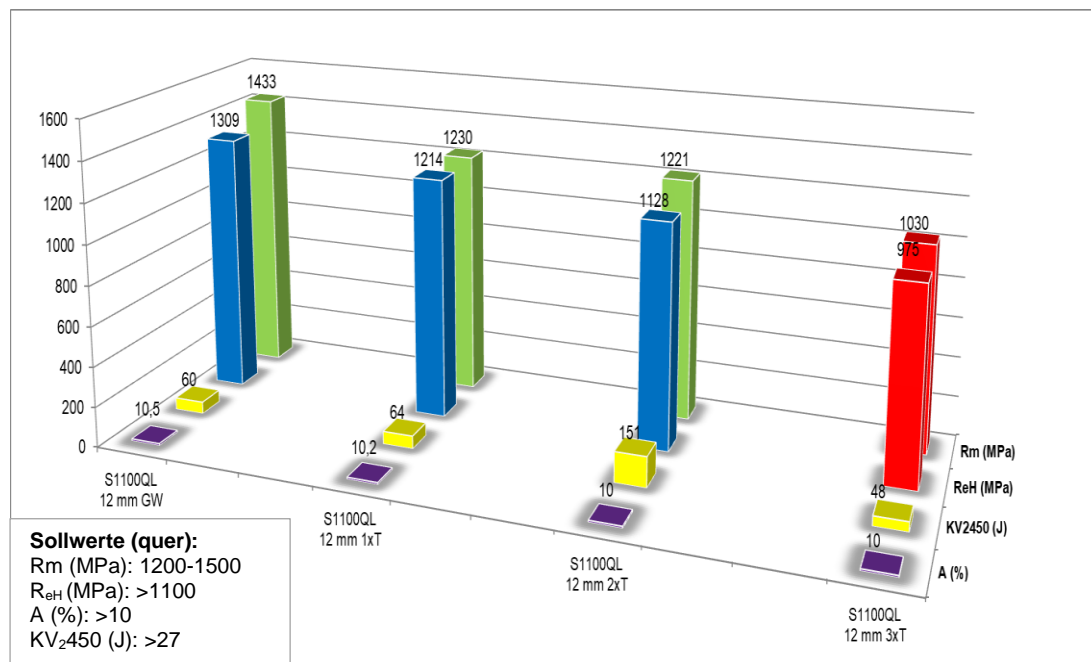


Abbildung 123: Ergebnisse der Zug- und Kerbschlagbiegeversuche der flammgerichteten Proben S1100QL

Das Flammrichten hatte bei den höherfesten Werkstoffen einen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften. Bis zu einer Flammrichtbreite von 2xT blieben alle gemessenen mechanischen Eigenschaften der untersuchten Werkstoffe innerhalb der normativen Grenzen. Bei der Stahlgüte S1100QL (12 mm Blechdicke) fielen die Werte der Streckgrenze bei einer Spurbreite von 3xT unter die Mindeststreckgrenze von 1100 MPa und erreichten nicht mehr die vorgeschriebenen Werte der Zugfestigkeit von mindestens 1200 MPa.

Auch beim Werkstoff S960QL sanken die Werte der Querkzugproben bei den 12 mm dicken Proben und einer Flammrichtspurbreite von 3xT unter die normativ geforderten Werte. Bei den 30 mm dicken Proben wurden auch bei einer dreifachen Spurbreite die Mindestwerte noch erreicht.

Die stabilsten Ergebnisse, d.h. den geringsten Verlust an mechanischen Kennwerten zeigte der Werkstoff S700MC. Hier waren neben den Ergebnissen aus dem Zugversuch auch die Zähigkeiten auf dem Niveau der unbehandelten Werkstoffe verblieben.

5.3.2 Ergebnisse der metallographischen Untersuchungen

Wie die Ergebnisse der mechanischen Kennwerte gezeigt haben, ist die metallographische Untersuchung der hochfesten Werkstoffe geboten, um die Gefügeänderungen zu beurteilen. Aus diesem Grunde wurden die Gefüge in der Wärmeeinflusszone metallographisch untersucht. Die Untersuchungstiefe betrug 0,3 mm; 1 mm, 2 mm sowie die Probenmitte (Kern).

(a) Metallographische Untersuchung der flammgerichteten Proben des Werkstoffs S355 J2+N

Die folgenden makroskopischen Aufnahmen (Bild 42 bis Bild 44) zeigen die Tiefe der Wärmeeinflusszone (WEZ) bei den 12 mm dicken Proben des Werkstoffes S355 J2+N bei den drei verschiedenen Spurbreiten.

Die Tiefe der WEZ stieg erwartungsgemäß mit zunehmender Spurbreite aufgrund der mehr eingebrachten Wärme von 1,71 mm bei einfacher Spurbreite (12 mm) auf 2,96 mm bei zweifacher Spurbreite (24 mm) und schließlich auf 5,45 mm bei dreifacher Spurbreite (36 mm).

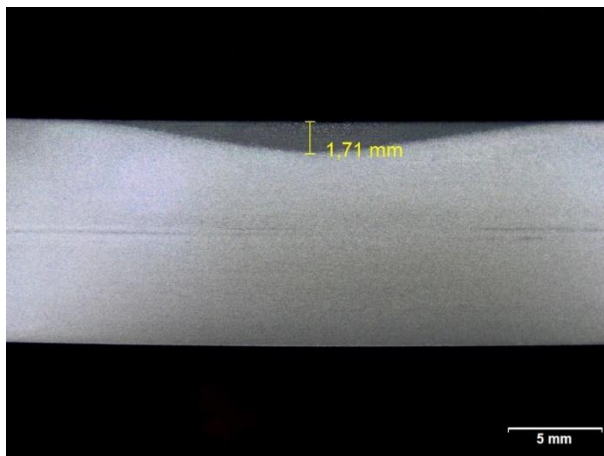


Bild 42: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmebeeinflusszone, S355 J2+N, 12 mm, Spurbreite 1xT

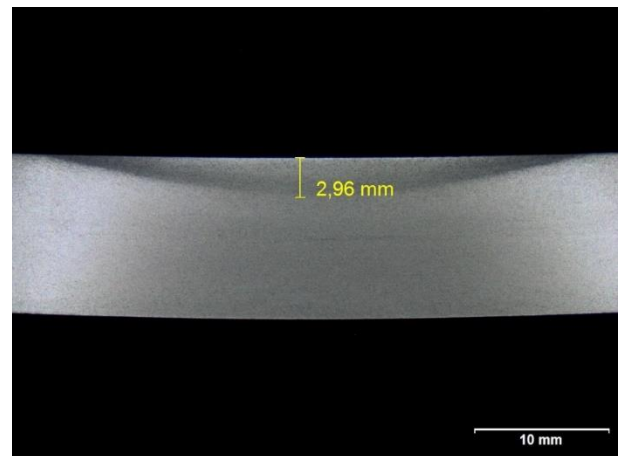


Bild 43: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmebeeinflusszone, S355 J2+N, 12 mm, Spurbreite 2xT

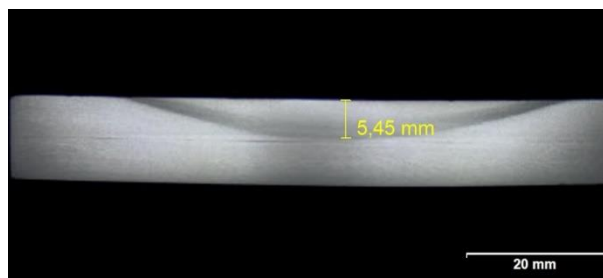


Bild 44: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmebeeinflusszone, S355 J2+N, 12 mm, Spurbreite 3xT

Die folgenden lichtmikroskopischen Aufnahmen (Bild 45 bis Bild 48) stellen die Gefüge der 12 mm dicken Proben des Werkstoffes S355 J2+N bei einer Spurbreite von 12 mm (1xT) in den untersuchten Tiefen von 0,3 mm, 1 mm, 2 mm und im Kern der Probe dar.

Bei der Betrachtung der lichtmikroskopischen Aufnahmen kann man erkennen, dass die über das Flammrichten eingebrachte Wärme und das anschließende Abkühlen einen erheblichen Einfluss auf die Gefügestrukturen in der Wärmebeeinflusszone hatten.

In einer Tiefe von 0,3 mm, also direkt unter der Oberfläche, fand sich bei einer Korngröße von $G=13$ eine Widmannstädtensche Struktur vor, die durch die schnelle Abkühlungsgeschwindigkeit erzeugt wurde.

In 1 mm Tiefe zeigte sich eine typische bainitische Struktur bei einer Korngröße von $G=13$. In 2 mm Tiefe lag dann wieder, charakteristisch für diesen Werkstoff, ein ferritisch-perlitisches Gefüge vor. Der Anteil von Ferrit betrug ca. 69%, der Anteil von Perlit (eingeförmigt) 31%.

Im Kern wurde das Ausgangsgefüge mit Ferrit und Perlit in einer zeiligen Struktur vor (85% Ferrit; 15% Perlit) identifiziert. Eine Korngröße von $G=12$ wurde an dieser Stelle gemessen.

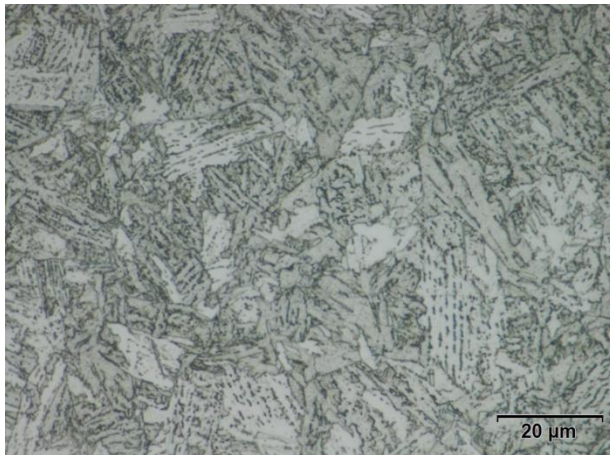


Bild 45: S355 J2+N - 12 mm Dicke, Spurbreite 1xT, 0,3 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

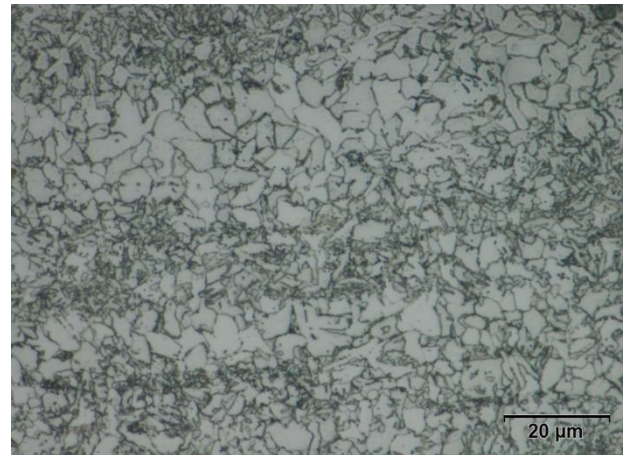


Bild 46: S355 J2+N- 12 mm Dicke, Spurbreite 1xT, 1 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

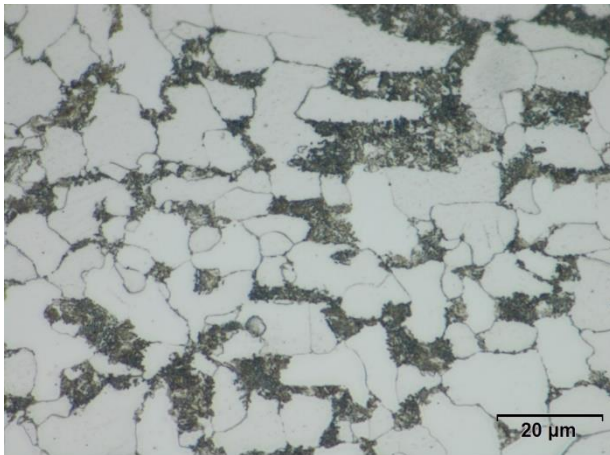


Bild 47: S355 J2+N - 12 mm Dicke; Spurbreite 1xT, 2 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

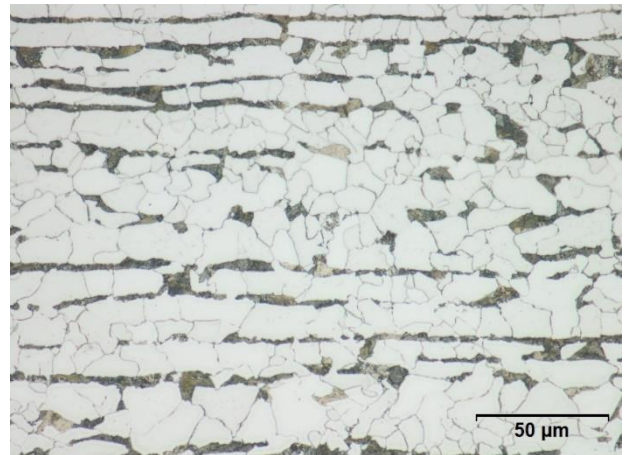


Bild 48: S355 J2+N -12 mm Dicke, Spurbreite 1xT, Kern
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

Bild 49 bis Bild 52 zeigen den Werkstoff S355 J2+N in 12 mm Dicke, flammgerichtet bei einer Spurbreite von 24 mm (2xT) in den verschiedenen Tiefen der WEZ. Auch bei dieser Spurbreite traten erheblichen Gefügeänderungen in der Wärmeeinflusszone ein.

In einer Tiefe von 0,3 mm trat wieder eine Widmannstättensche Struktur auf. Das Gefüge zeigte einen Ferritanteil von 49% bei einem Anteil von eingeformtem Perlit, der bei ca. 51% lag.

Auch in einer Tiefe von 1 mm fand man diese Gefügestruktur vor, jedoch hatte sich der Anteil von Ferrit deutlich auf 77% erhöht. Der Perlit lag wiederum eingeformt mit einem Anteil von 23% vor.

In einer Tiefe von 2 mm wurde ein ferritisch-perlitisches Gefüge identifiziert, vereinzelt konnte man ausgeschiedene Karbide erkennen. Der Ferritanteil lag bei 73%. Im Kern zeigte sich ein typisch zeiliges Gefüge aus Ferrit (67%) und Perlit (33%) auf.

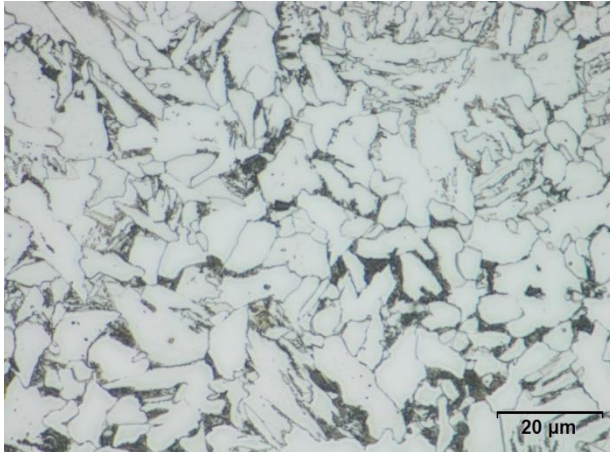


Bild 49: S355 J2+N - 12 mm Dicke, Spurbreite 2xT, 0,3 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

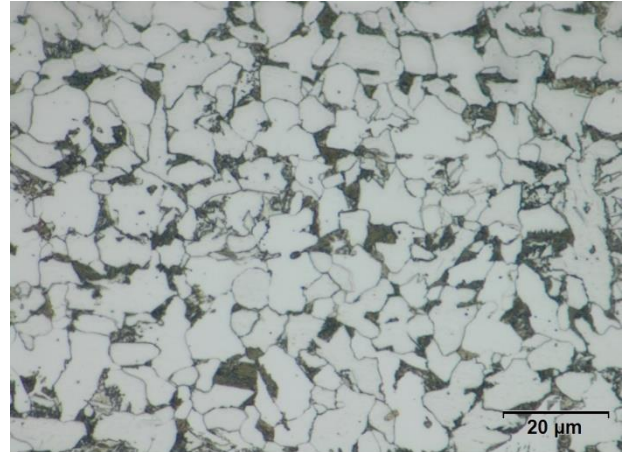


Bild 50: S355 J2+N - 12 mm Dicke, Spurbreite 2xT, 1 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

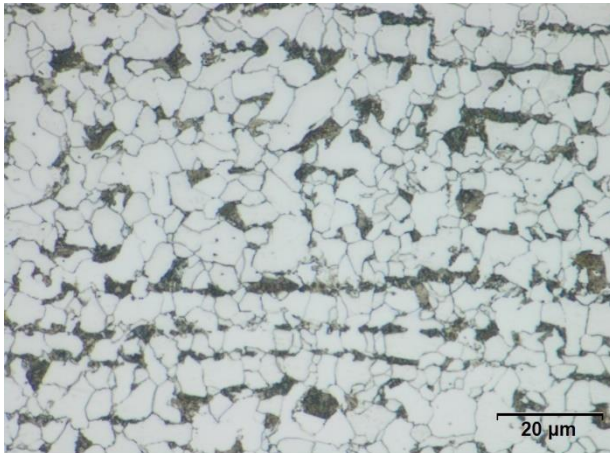


Bild 51: S355 J2+N - 12 mm Dicke, Spurbreite 2xT, 2 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

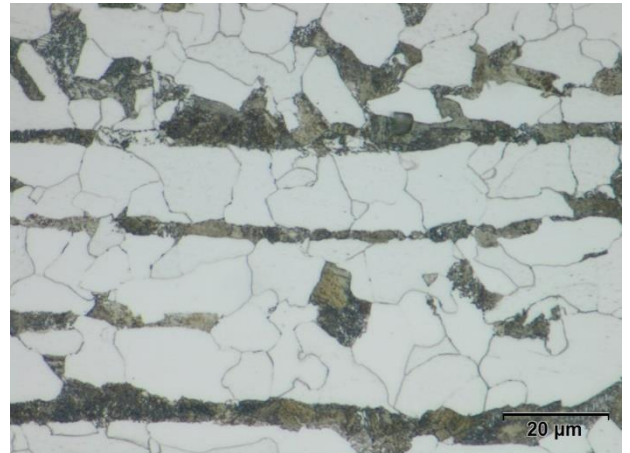


Bild 52: S355 J2+N - 12 mm Dicke, Spurbreite 2xT, Kern
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

Bild 53 bis Bild 56 zeigen bei den 12 mm dicken Proben des Werkstoffes S355 J2+N die Gefüge bei einer dreifachen Spurbreite (36 mm). Die Schliffbilder zeigen, dass die eingebrachte Wärme beim Flammrichten und das anschließende unterschiedliche Abkühlen zu verschiedenen Gefügeänderungen in der Tiefe der WEZ führten.

In 0,3 mm Tiefe fand man Widmannstättensche Strukturen mit Ferrit (76 %), eingeformten Perliten (24 %), Karbide und vereinzelt Bainit. Die Korngröße betrug in dieser Tiefe $G=8$. In einer Tiefe von 1 mm lagen die gleichen Gefügebestandteile vor, jedoch hatte sich der Anteil von Ferrit auf 64 % vermindert. Eine Korngröße von $G=10,5$ wurde in dieser Tiefe gemessen.

Ab einer Tiefe von 2 mm in der WEZ zeigte sich das für diesen Werkstoff typische ferritisch-perlitische Gefüge mit einem Ferritanteil von ca. 80 %.

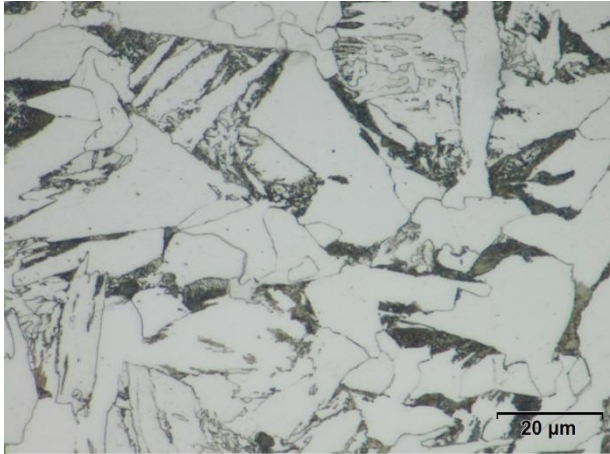


Bild 53: S355 J2+N - 12 mm Dicke, Spurbreite 3xT, 0,3 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

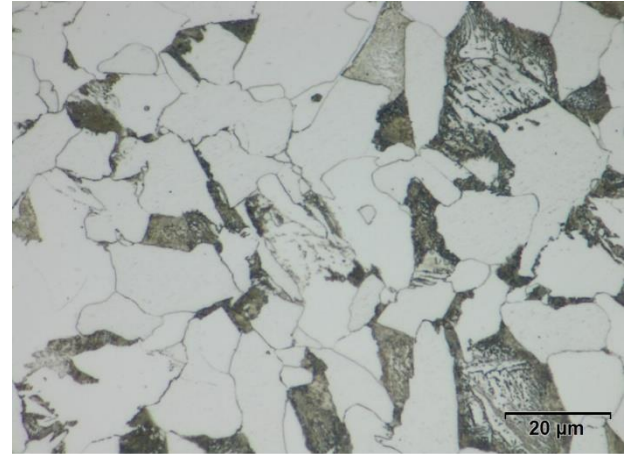


Bild 54: S355 J2+N - 12 mm Dicke, Spurbreite 3xT, 1 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

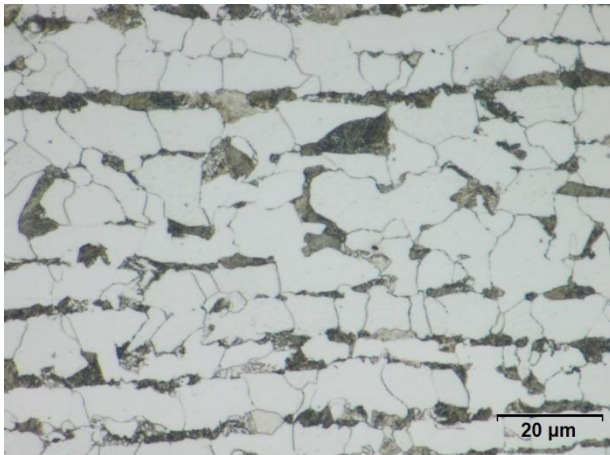


Bild 55: S355 J2+N - 12 mm Dicke, Spurbreite 3xT, 2 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

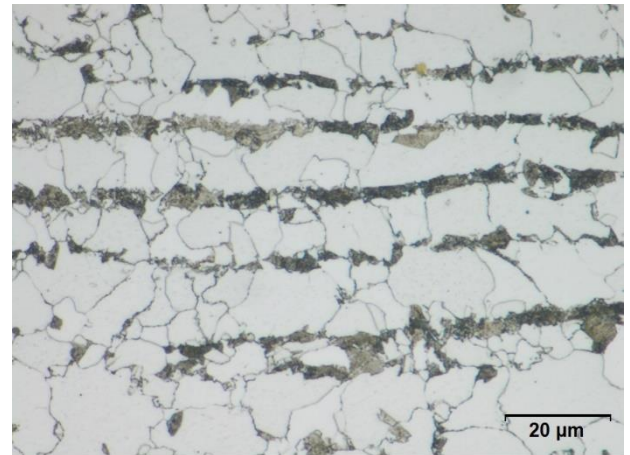


Bild 56: S355 J2+N - 12 mm Dicke, Spurbreite 3xT, Kern
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

Die Abbildung 124 stellt die ermittelten Korngrößen G in den verschiedenen Tiefen der unterschiedlichen Spurbreiten des Werkstoffes S355 J2+N in der Materialdicke von 12 mm dar. In einer Tiefe von 0,3 mm unter der Oberfläche wurden die Körner bei einfacher und doppelter Spurbreite feiner als bei dem unbehandelten Grundwerkstoff. Bei einer dreifachen Spurbreite kam es in dieser Tiefe zu einer Vergrößerung der Körner.

In einer Tiefe von 1 mm war dieser Effekt auch zu beobachten, wobei die Korngröße bei einer dreifachen Spurbreite etwa der Korngröße der unbehandelten Probe entsprach ($G=10,5$ flammgerichtet, $G=11$ unbehandelte Probe).

In 2 mm Tiefe war das Gefüge bei allen Spurbreiten feiner als das des Grundwerkstoffes. Der Wert der Korngröße G stieg von $G=11$ bei den unbehandelten Proben auf $G=12$ bis $G=13$ bei den flammgerichteten Proben an. Die Korngrößen bei einer dreifachen Spurbreite war sogar geringer als bei der einfachen Spurbreite. Die gemessenen Korngrößen im Kern waren grundsätzlich feiner als bei der unbehandelten Probe dieses Werkstoffes.

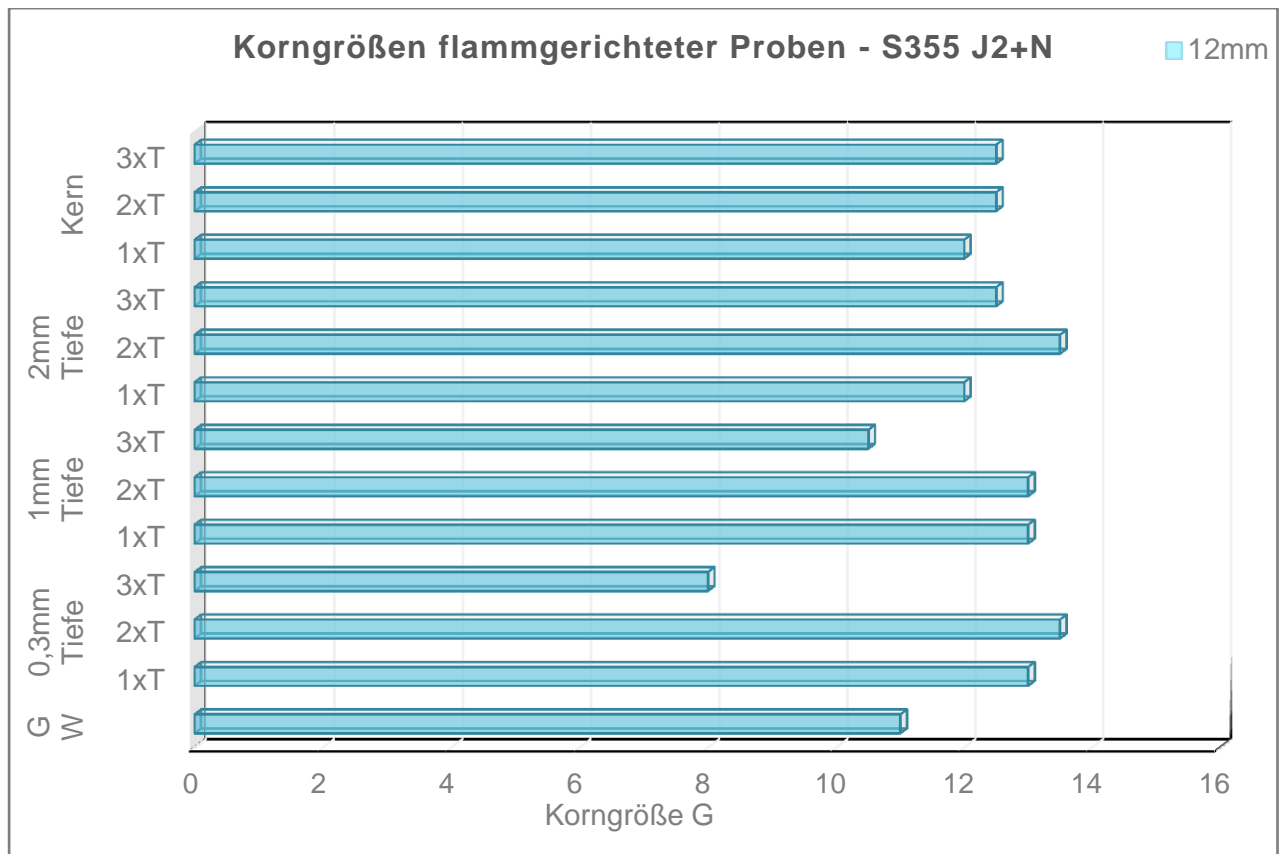


Abbildung 124: Korngrößen des Werkstoffes S355 J2+N in 12 mm Dicke

Legende: GW= unbehandelte Proben der Stahlsorte S355 J2+N

Die folgenden makroskopischen Aufnahmen (Bild 57 bis Bild 59) zeigen die Tiefe der WEZ der 30 mm dicken Proben der Güte S355 J2+N. Man kann erkennen, dass auch bei dieser Probenkategorie die Tiefe der WEZ mit steigender Spurbreite zunahm, jedoch nicht in dem Maße, wie die 12 mm dicken Proben diesen Effekt aufzeigten. Die Tiefe der WEZ stieg von 2,95 mm bei 30 mm Spurbreite (1xT) auf 4,53 mm bei zweifacher Spurbreite (60 mm) und lag bei einer dreifachen Spurbreite (90 mm) bei 4,85 mm.

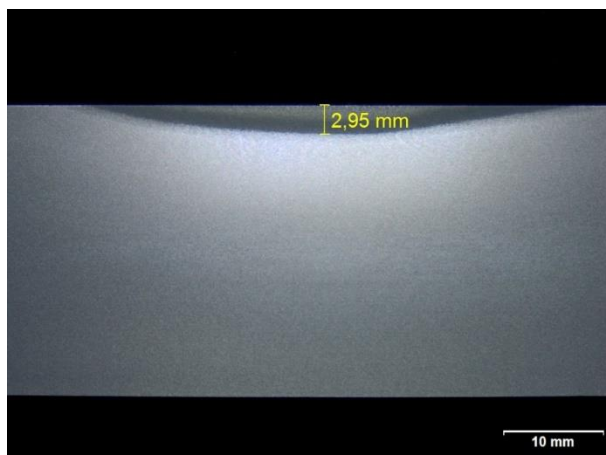


Bild 57: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmeeinflusszone, S355 J2+N, 30 mm, Spurbreite 1xT

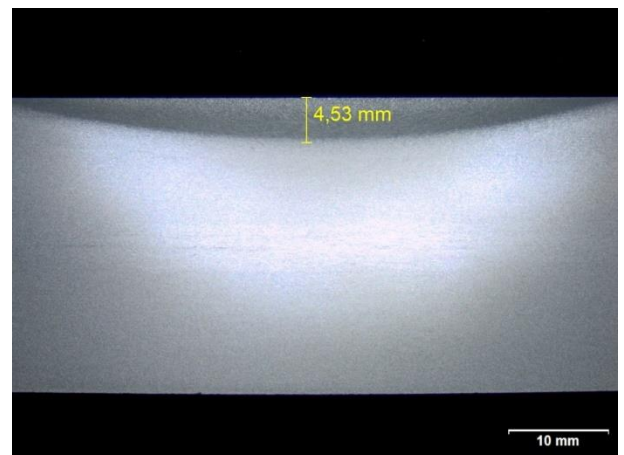


Bild 58: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmeeinflusszone, S355 J2+N, 30 mm, Spurbreite 2xT

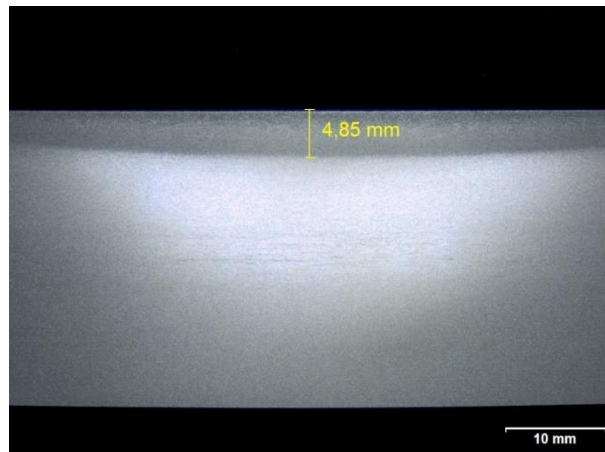


Bild 59: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmeeinflusszone, S355 J2+N, 30 mm, Spurbreite 3xT

Die folgenden lichtmikroskopischen Aufnahmen (Bild 60 bis Bild 63) veranschaulichen die Gefüge der 30 mm dicken Probe nach einem Flammrichtvorgang mit einer Spurbreite von 1xT (30 mm).

Auch bei dieser Untersuchungsreihe war der Wärmeeinfluss durch das Flammrichten zu erkennen. In einer oberflächennahen Tiefe von 0,3 mm bis zu einer Tiefe von 2 mm lag nach dem Flammrichten ein Vergütungsgefüge mit Widmannstättenschen Strukturen und einer Korngröße von $G=3,5$ vor.

Im Kern wurde erwartungsgemäß der nicht wärmebeeinflusste Grundwerkstoff in ferritisch-perlitischer Struktur identifiziert. Der Ferritanteil betrug 66 % bei einer gemessenen Korngröße von $G=12$.

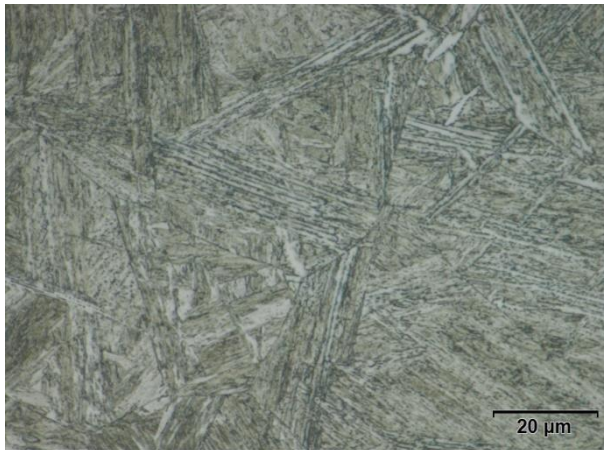


Bild 60: S355 J2+N - 30 mm Dicke; Spurbreite 1xT, 0,3 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

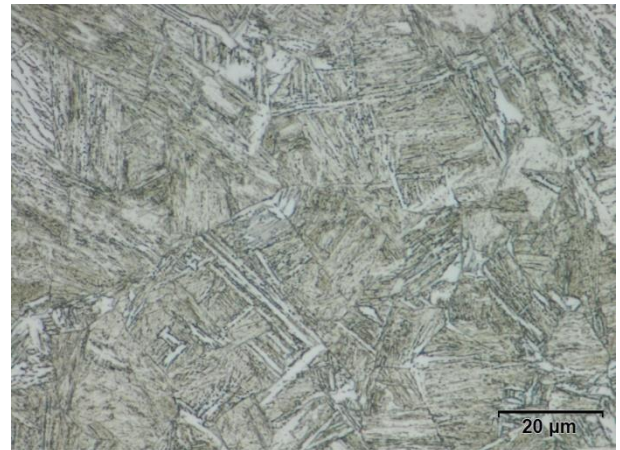


Bild 61: S355 J2+N - 30 mm Dicke, Spurbreite 1xT, 1 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

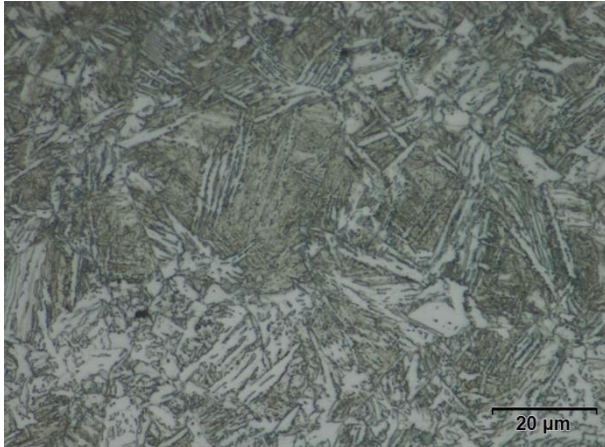


Bild 62: S355 J2+N - 30 mm Dicke; Spurbreite 1xT, 2 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

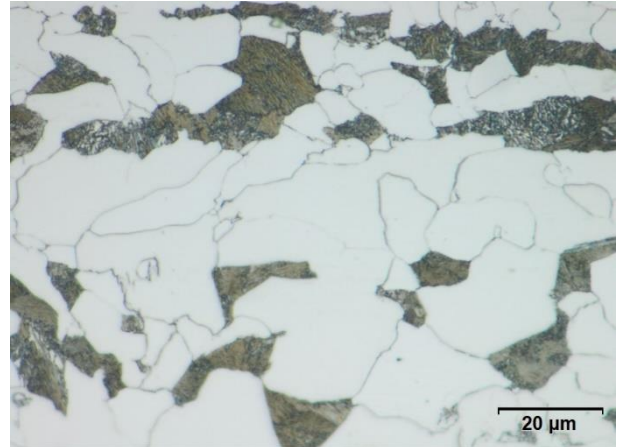


Bild 63: S355 J2+N - 30mm Dicke, Spurbreite 1xT, Kern
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

Den Einfluss der zweifachen Spurbreite (60 mm) auf die Gefüge in den unterschiedlichen Tiefen der WEZ ist in Bild 64 bis Bild 67 dargestellt.

Die Schliffbilder zeigten, dass bis zu einer Tiefe von 2 mm der Flammrichtvorgang auf die entstandenen Gefüge eine Gefügeveränderung zur Folge hatte. Bei einer 0,3 mm sowie 1 mm oberflächennahen Tiefe fand sich ein martensitisches Vergütungsgefüge in Widmannstättenischen Strukturen bei einer Korngröße von $G=9$.

In einer Tiefe von 2 mm war zusätzlich noch Bainit entstanden und das Korn feiner geworden ($G=10,5$). Im Kern lag ein ferritisch-perlitisches Gefüge vor, hier gab es keinen Wärmeeinfluss.

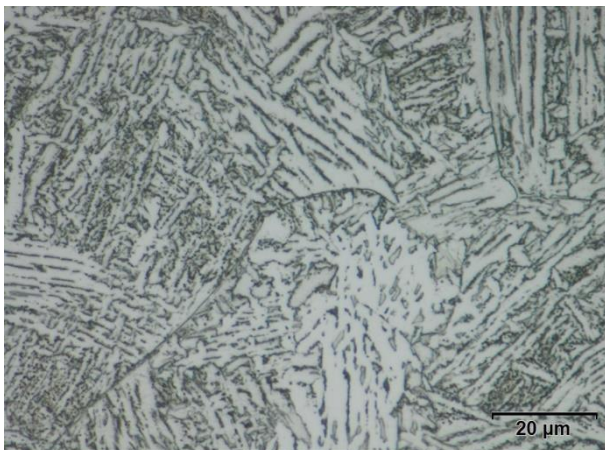


Bild 64: S355 J2+N - 30 mm Dicke, Spurbreite 2xT, 0,3 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

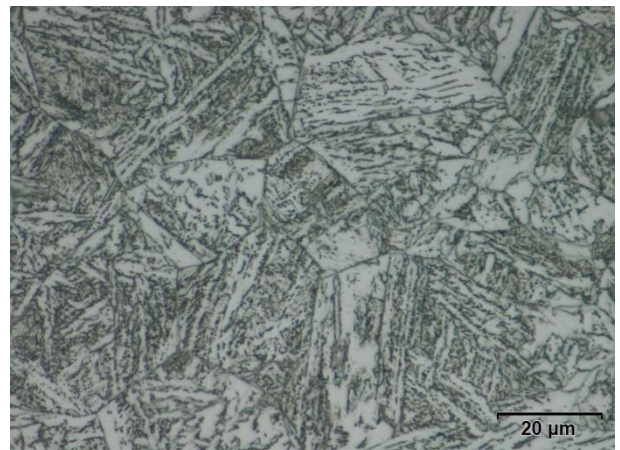


Bild 65: S355 J2+N - 30 mm Dicke, Spurbreite 2xT, 1 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

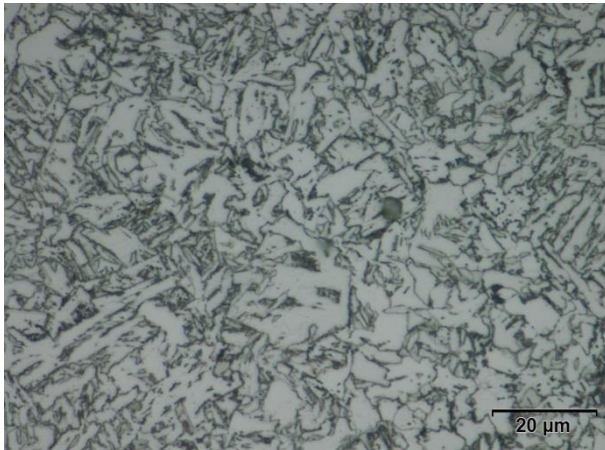


Bild 66: S355 J2+N - 30 mm Dicke, Spurbreite 2xT, 2 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

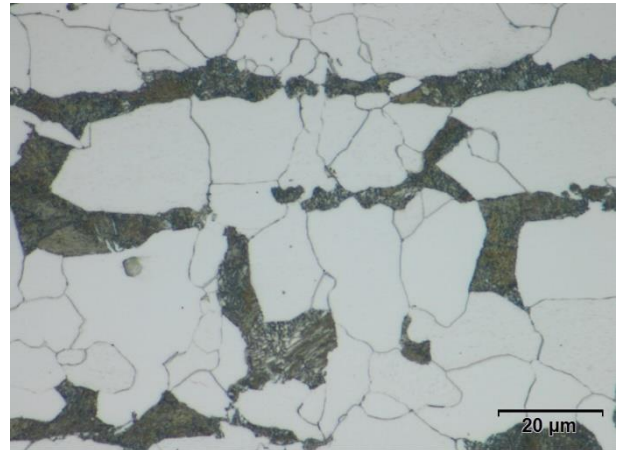


Bild 67: S355 J2+N -; 30 mm Dicke, Spurbreite 2xT, Kern
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

Bild 68 bis Bild 71 zeigen die Gefüge der 30 mm dicken Probe nach einem Flammrichtvorgang mit einer Spurbreite von 90 mm (3xT).

Auch bei diesen Proben lagen in der gesamten Wärmeeinflusszone Widmannstättensche Strukturen vor. Die Gefüge bestanden aus Ferrit, Perlit und Bainit. Die Korngröße lag 0,3 mm unter der Oberfläche bei G=9; und im weiteren Verlauf in Richtung Probenmitte (Kern) bei G=11.

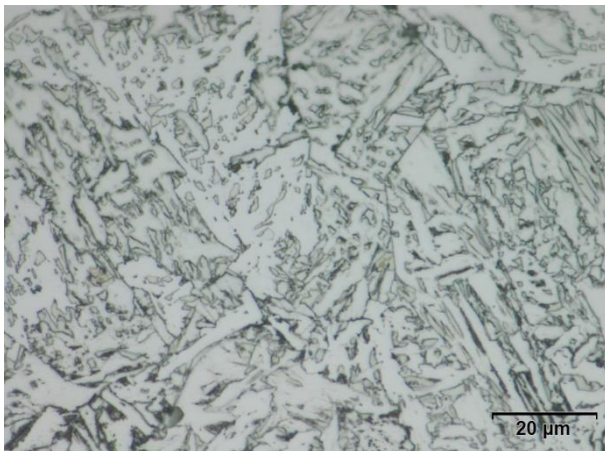


Bild 68: S355 J2+N - 30 mm Dicke, Spurbreite 3xT, 0,3 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

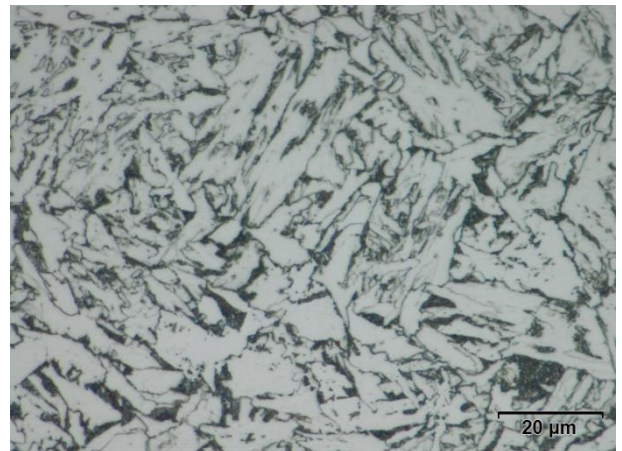


Bild 69: S355 J2+N - 30 mm Dicke, Spurbreite 3xT, 1 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

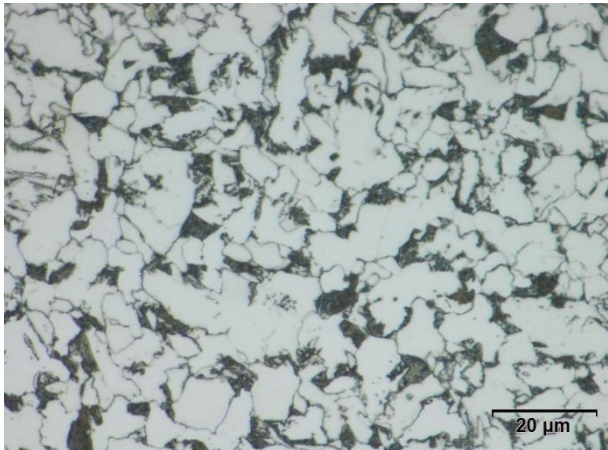


Bild 70: S355 J2+N - 30 mm Dicke, Spurbreite 3xT, 2 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

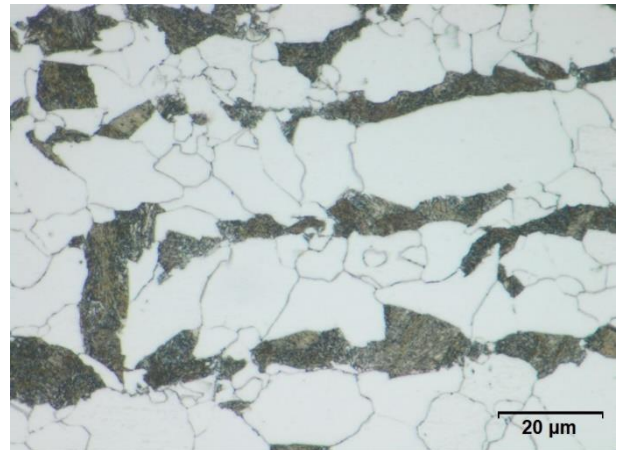


Bild 71: S355 J2+N - 30 mm Dicke, Spurbreite 2xT, Kern
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

Die Abbildung 125 zeigt die gemessenen Korngrößen der 30mm dicken Proben des Werkstoffes S355 J2+N. Deutlich zu erkennen ist die Grobkornzone bei einer Spurbreite von 1xT. Hier fällt die Korngröße auf $G=3,5$ ab.

Bei den breiteren Spurbreiten kam es trotz der erhöhten Wärmeeinbringung und höheren Abkühlgeschwindigkeiten nicht mehr zu diesem Effekt; es kam sogar stellenweise zu einer Kornfeinung, die bis zum Kern erkennbar war.

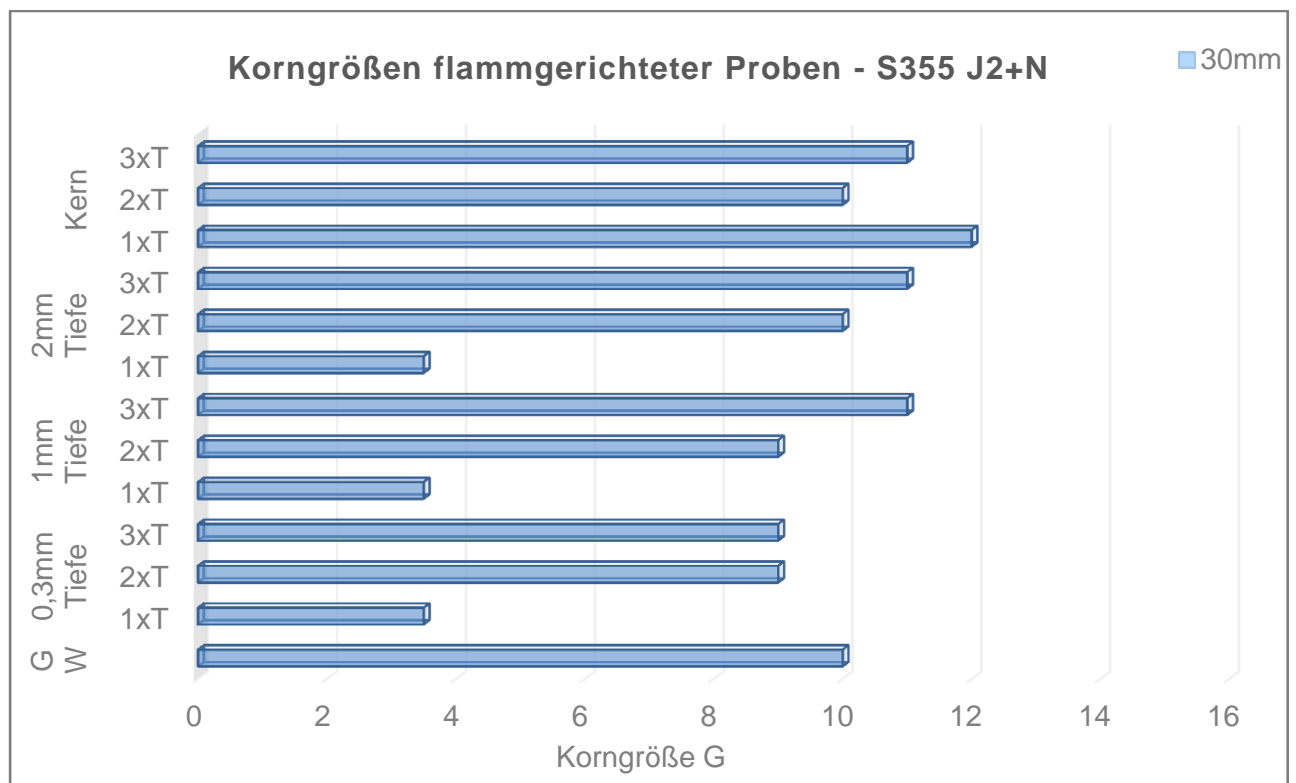


Abbildung 125: Korngrößen des Werkstoffes S355 J2+N in 30 mm Dicke

Legende: GW= unbehandelte Proben der Stahlsorte S355 J2+N

Die Abbildungen 126 und 127 zeigen den Härteverlauf der 12 mm und 30 mm dicken Proben des Werkstoffes S355 J2+N nach dem Flammrichtvorgang bei den drei Spurbreiten.

Bei den 12 mm dicken Proben zeigt der Härteverlauf bei einfacher Spurbreite in der WEZ deutlich höhere Härtewerte auf, als bei den zwei- oder dreifachen Spurbreiten. Der etwas höhere Härteverlauf in der WEZ der 12 mm dicken Probe bei einfacher Flammrichtspurbreite lässt sich mit den gemessenen Maximaltemperaturen nicht erklären, da die höchsten Temperaturen bei einer dreifachen Spurbreite erreicht wurden.

Bei Betrachtung der durch das Flammrichten erzeugten Gefüge fällt im oberflächennahen Bereich von 0,3 mm auf, dass es bei der Spurbreite von 1xT, im Gegensatz zu den Spurbreiten von 2xT und 3xT, zu einer Bildung von Martensit gekommen ist. Dies erklärt die etwas höheren Härtewerte der Probe mit einer einfachen Flammrichtspurbreite.

Bei zweifacher Spurbreite der 30 mm dicken Proben erkennt man, im Vergleich zu den Härtemessungen an den Proben mit einfacher oder dreifacher Spurbreite, einen deutlichen Anstieg der Härte in der Wärmeeinflusszone. Dieser Anstieg wurde durch die extreme Überhitzung dieser Probe mit einer Maximaltemperatur von 1234°C hervorgerufen.

Die untersuchten Gefüge der 30 mm dicken Proben bei den verschiedenen Spurbreiten zeigen keine großen Unterschiede zwischen den einzelnen Flammrichtspurbreiten.

Erkennbar ist auch, dass die Härtewerte zum Ende der WEZ sehr rasch wieder auf die Härtewerte des unbehandelten Werkstoffes zurückgehen. Bei einer maximalen WEZ von ca. 5 mm sind bei den 30 mm dicken Proben nur maximal 17% der Werkstücktiefe wärmebeeinflusst. Daher war auch ein Versagen der mechanischen Kennwerte nicht zu erwarten.

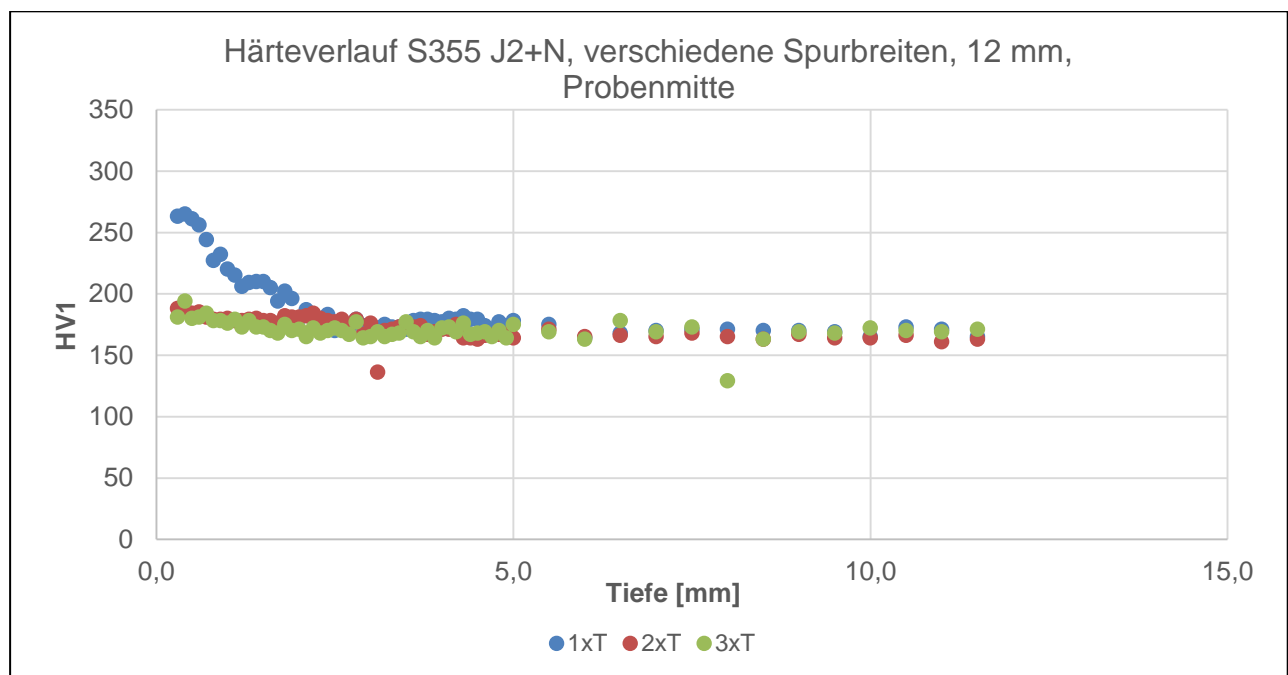


Abbildung 126: Härteverlauf S355 J2+N, verschiedene Spurbreiten, 12 mm, Probenmitte

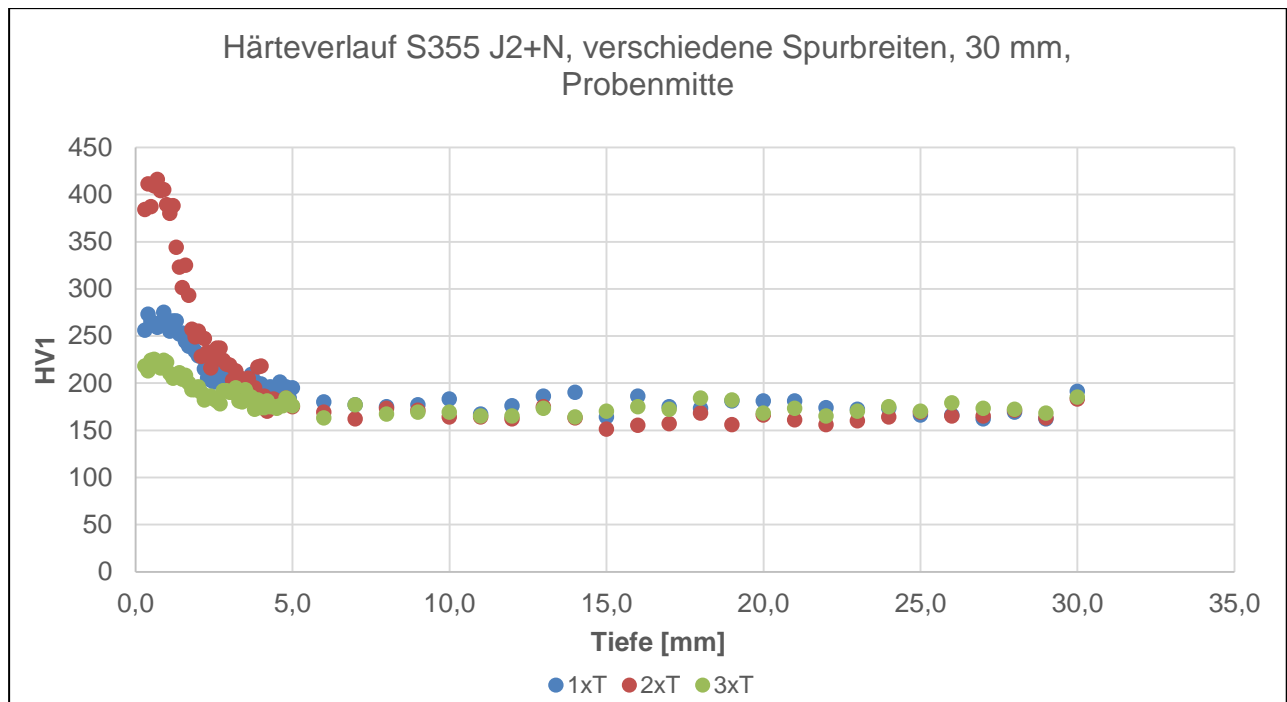


Abbildung 127: Härteverlauf S355 J2+N, verschiedene Spurbreiten, 30 mm, Probenmitte

(b) Metallographische Untersuchung der flammgerichteten Proben des Werkstoffs S460NL

Bild 72 bis Bild 74 zeigen die Tiefe der Wärmeeinflusszone des Werkstoffs S460NL in 12 mm Dicke bei den drei verschiedenen Spurbreiten von 12 mm, 24 mm und 36 mm.

Die Tiefe der Wärmeeinflusszone stieg mit zunehmender Spurbreite von 2,04 mm bei 1xT auf 3,09 mm bei 2xT und auf 3,80 mm bei 3xT.

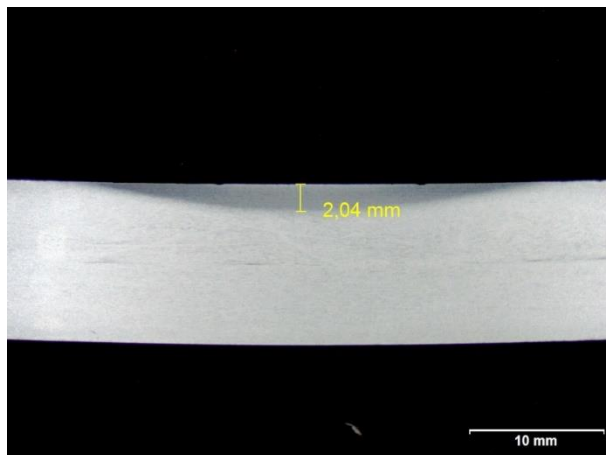


Bild 72: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmeeinflusszone, S460NL, 12 mm, Spurbreite 1xT

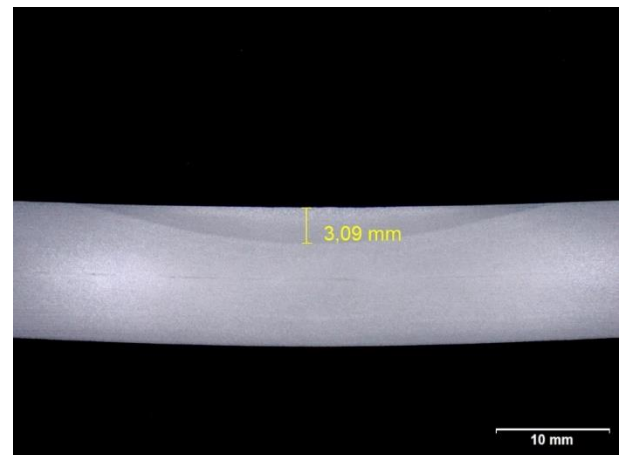


Bild 73: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmeeinflusszone, S460NL, 12 mm, Spurbreite 2xT

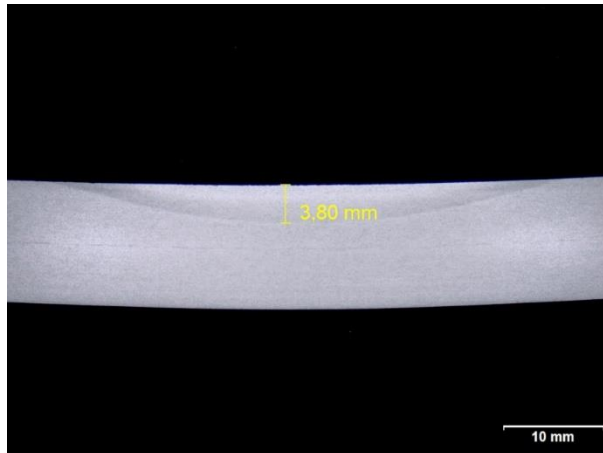


Bild 74: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmeeinflusszone, S460NL, 12 mm, Spurbreite 3xT

Die lichtmikroskopischen Aufnahmen vom Bild 75 bis Bild 78 stellen die Gefüge der mit einfacher Spurbreite flammgerichteten Probe in der Dicke von 12 mm dar.

Die Aufnahmen zeigen bei den Proben in der oberflächennahen Tiefe von 0,3 mm bis 2 mm ein bainitisches Gefüge mit geringen Anteilen von Martensit und Ferrit, sowie ausgeschiedene Karbide.

Im Kern wurde das Gefüge bestehend aus Ferrit und Perlit in zeiliger Struktur sowie mit Anteilen von Bainit identifiziert.

Die Korngröße lag 0,3 mm unter der Oberfläche bei G=15, in 1 mm Tiefe bei 16,5 und in 2 mm Tiefe und im Kern der flammgerichteten Proben bei G=12.

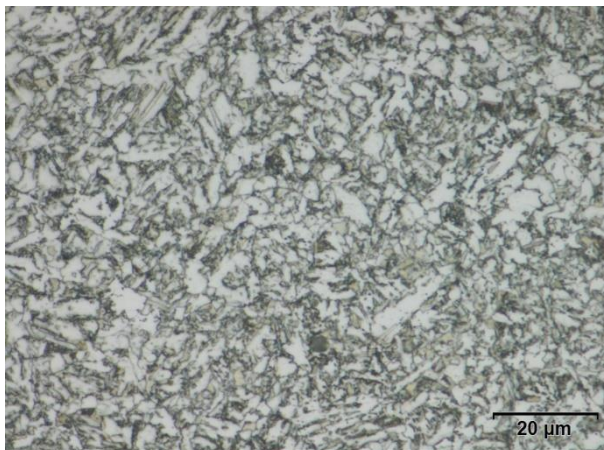


Bild 75: S460NL - 12 mm Dicke, Spurbreite 1xT, 0,3 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

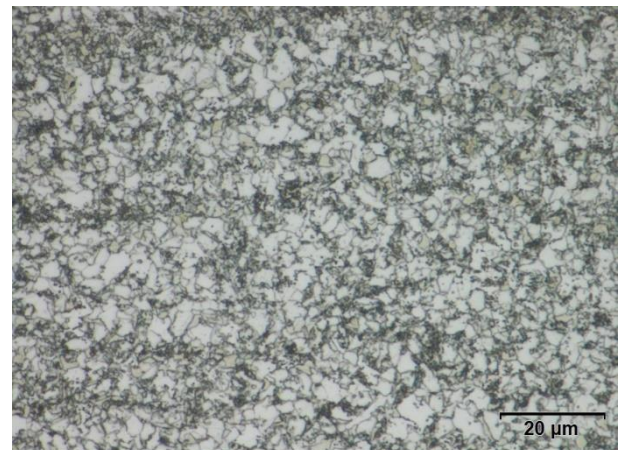


Bild 76: S460NL - 12 mm Dicke, Spurbreite 1xT, 1 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

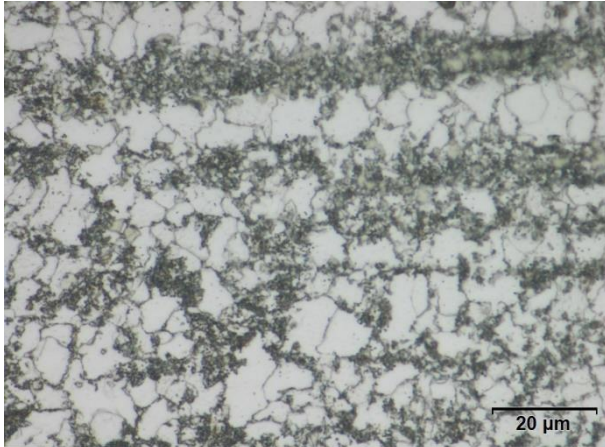


Bild 77: S460NL - 12 mm Dicke, Spurbreite 1xT, 2 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

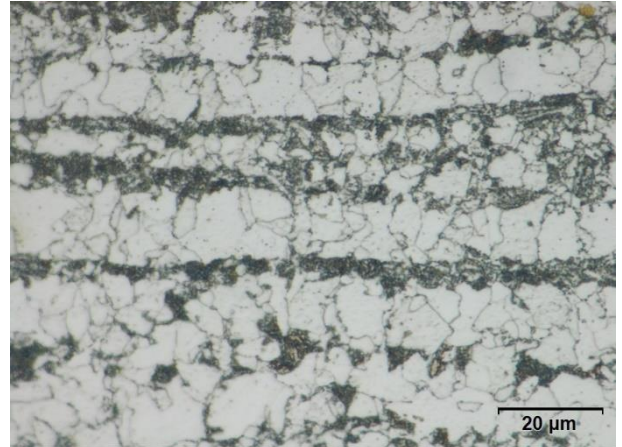


Bild 78: S460NL - 12 mm Dicke, Spurbreite 1xT, Kern
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

Bild 79 bis Bild 82 zeigen die Gefüge der 12 mm dicken Probe des Stahlsorte S460 NL, flammgerichtet bei einer Spurbreite von 24 mm (2xT). Die Aufnahmen verdeutlichen, dass im Bereich von 0,3 mm bis 1 mm ein bainitisches Gefüge mit geringen Anteilen von Ferrit und Perlit in Widmannstättenschen Strukturen vorlagen.

Diese Gefügebestandteile lagen auch in 2 mm Tiefe vor, die Widmannstättenschen Strukturen waren dort aber nur noch minimal festzustellen. Der Kern bestand aus feinkörnigem Ferrit und Perlit mit Anteilen an Bainit in zeiliger Struktur, wobei die Körner ungleichmäßig ausgebildet waren.

Die Korngrößen in den verschiedenen Tiefen lagen in 0,3 mm und 1 mm Tiefe bei G=12, in 2 mm Tiefe bei G=12,5 und im Kern bei G=11.

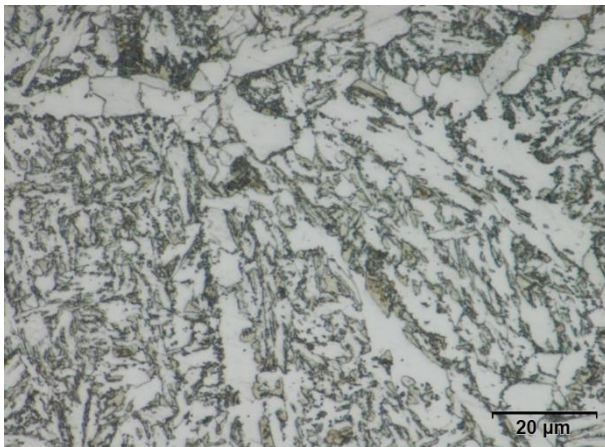


Bild 79: S460NL - 12 mm Dicke, Spurbreite 2xT, 0,3 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

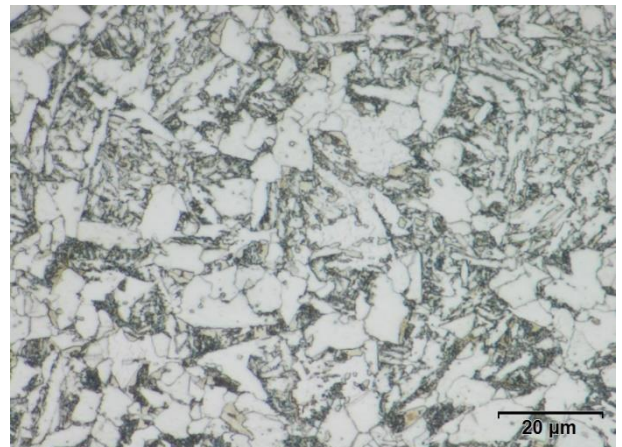


Bild 80: S460NL - 12 mm Dicke, Spurbreite 2xT, 1 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

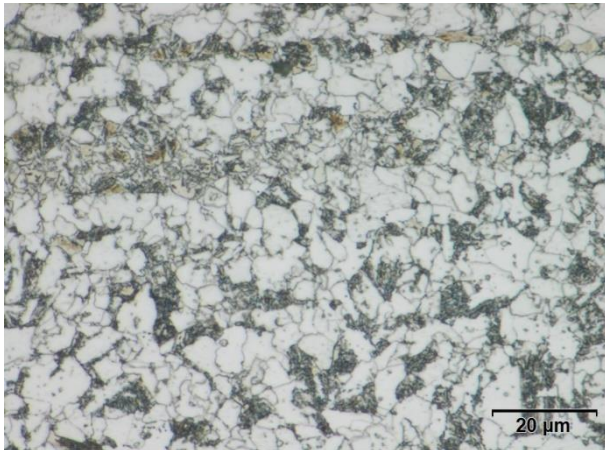


Bild 81: S460NL - 12 mm Dicke, Spurbreite 2xT, 2 mm unter der Oberfläche
 Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

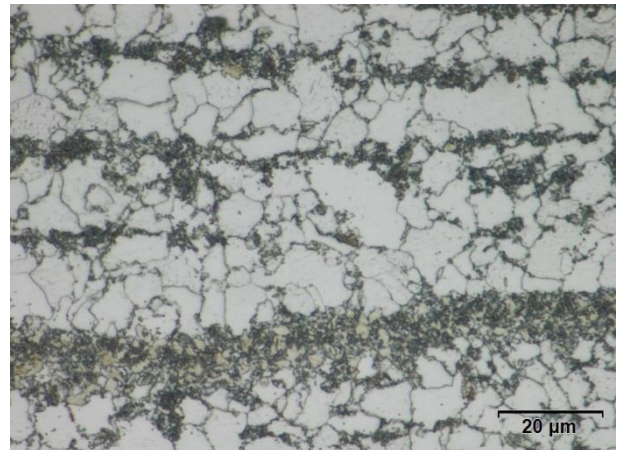


Bild 82: S460NL - 12 mm Dicke, Spurbreite 2xT, Kern
 Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

Die Gefügebrauchung der 12 mm dicken Proben, flammgerichtet mit einer dreifachen Spurbreite, zeigen die lichtmikroskopischen Aufnahmen in Bild 83 bis Bild 86.

Auch diese Proben zeigten in den untersuchten Tiefen von 0,3 mm bis 2 mm unter der Oberfläche in der Wärmeeinflusszone Widmannstättensche Strukturen.

Die ermittelten Gefügebestandteile waren Bainit sowie geringe Anteile an Ferrit, Perlit und Karbide. Erst außerhalb der WEZ, also im Kern der Probe, wurden wieder Ferrit und Perlit sowie Bainit in einer zeiligen Struktur identifiziert.

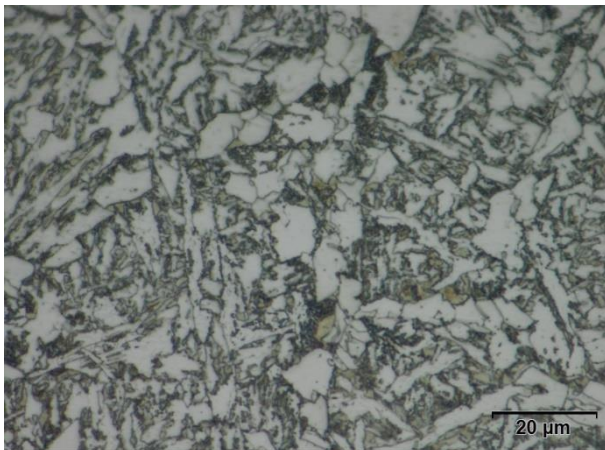


Bild 83: S460NL - 12 mm Dicke, Spurbreite 3xT, 0,3 mm unter der Oberfläche
 Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

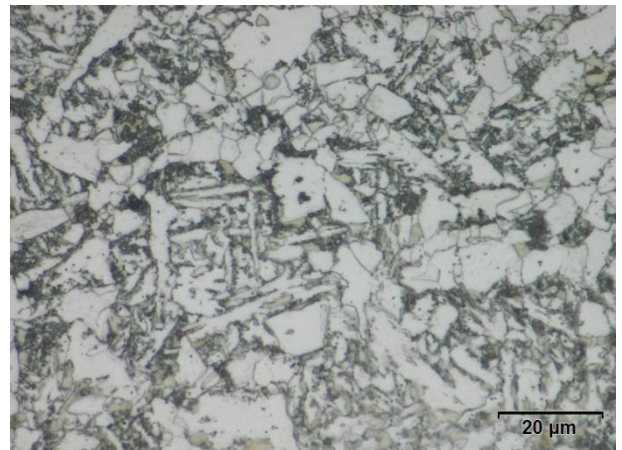


Bild 84: S460NL - 12 mm Dicke, Spurbreite 3xT, 1 mm unter der Oberfläche
 Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

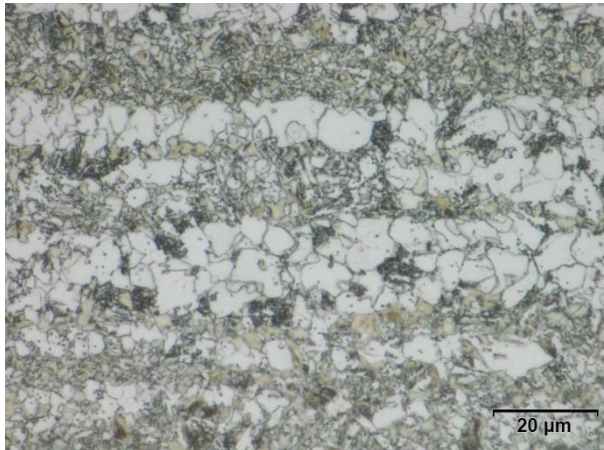


Bild 85: S460NL - 12 mm Dicke, Spurbreite 3xT, 2 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

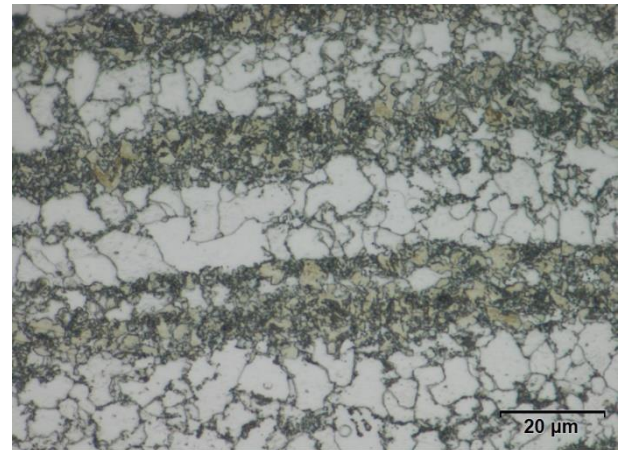


Bild 86: S460NL - 12 mm Dicke, Spurbreite 3xT, Kern
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

Die Abbildung 128 stellt graphisch die Korngrößenentwicklung der 12 mm dicken Proben des Werkstoffes S460NL dar, flammgerichtet bei den unterschiedlichen Spurbreiten. Bei einfacher Spurbreite kam es in 0,3 und 1 mm Tiefe, gegenüber dem unbehandelten Werkstoff, zu einer Kornfeinung. Bei allen anderen Spurbreiten wurde eine leichte Kornvergrößerung beobachtet, die sich in den verschiedenen Untersuchungstiefen mit Korngrößenwerten von G=11 bis G=12 zeigte.

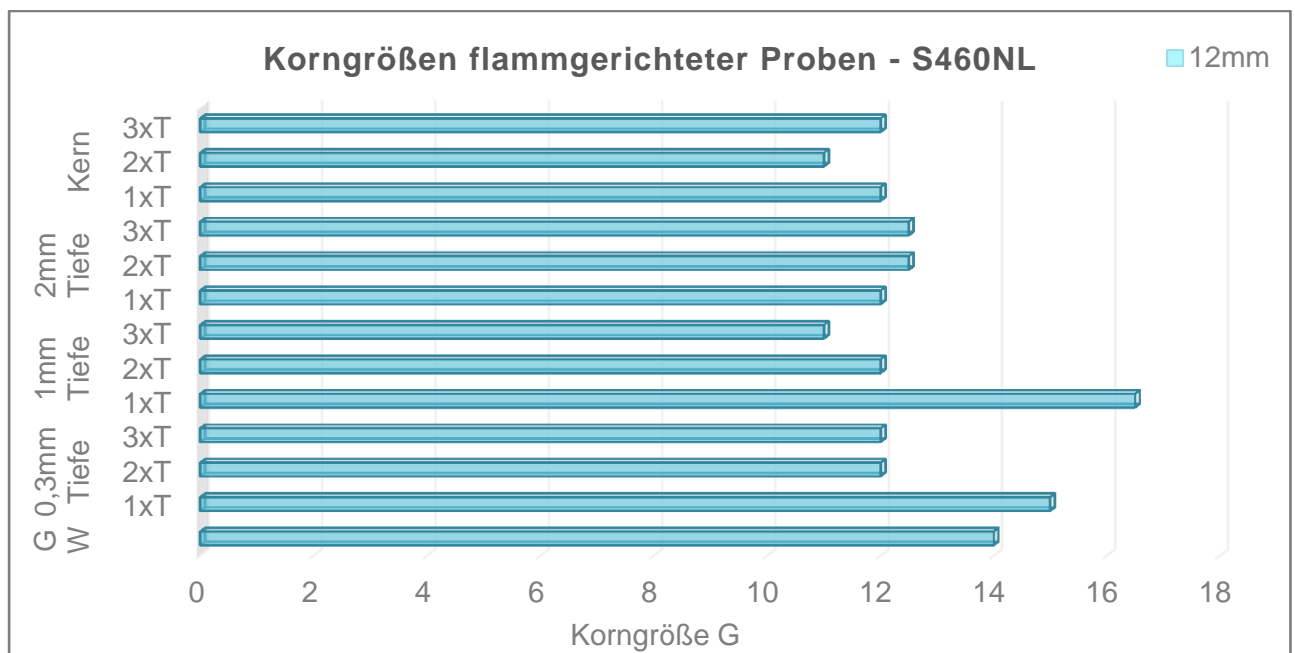


Abbildung 128: Korngrößen des Werkstoffes S460NL in 12 mm Dicke

Legende: GW = unbehandelte Proben der Stahlsorte S460NL

Die Bilder 87 bis 89 zeigen die Tiefe der erzeugten Wärmeeinflusszone bei den 30 mm dicken Proben des Werkstoff S460NL bei den verschiedenen Richtspurbreiten. In den makroskopischen Aufnahmen der Proben kann man erkennen, dass die Tiefe der Wärmeeinflusszone mit steigender Spurbreite zunimmt. Bei diesen Proben stieg die Tiefe der WEZ von 2,57 mm bei einfacher Spurbreite auf 3,57 mm bei zweifacher Spurbreite und lag bei dreifacher Spurbreite bei 4,24 mm.

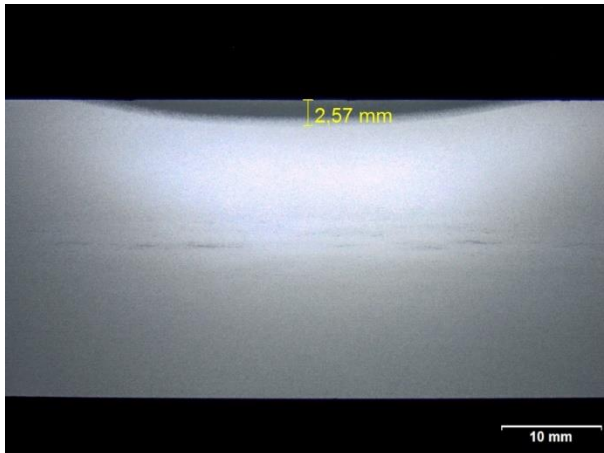


Bild 87: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmeeinflusszone, S460NL, 30 mm, Spurbreite 1xT

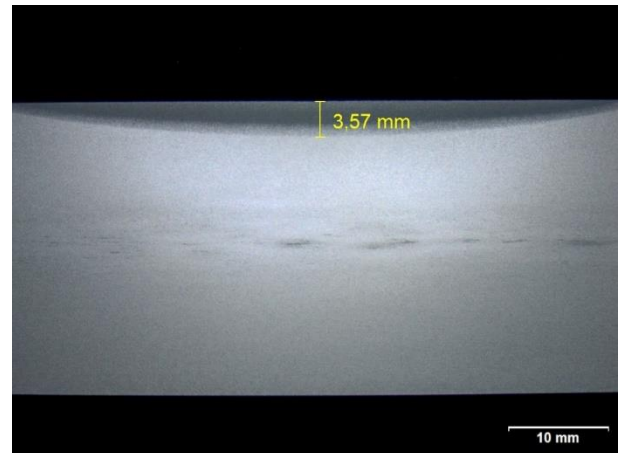


Bild 88: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmeeinflusszone, S460NL, 30 mm, Spurbreite 2xT



Bild 89: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmeeinflusszone, S460NL, 30 mm, Spurbreite 3xT

Die metallographische Auswertung der Proben des Werkstoff S460NL mit einer Blechdicke von 30 mm, die mit einer einfachen Spurbreite flammgerichtet wurden, sind in Bild 90 bis 93 dargestellt.

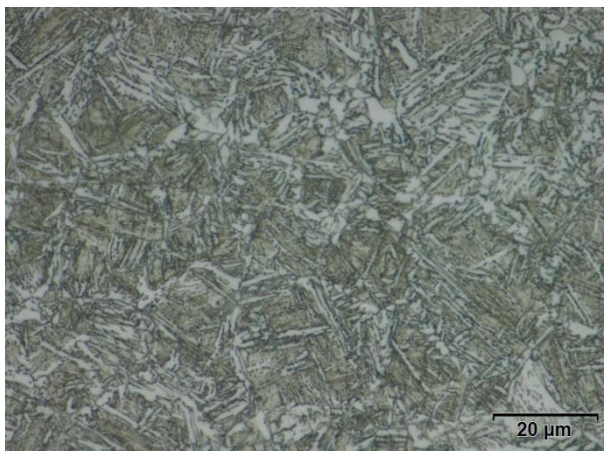


Bild 90: S460NL - 30 mm Dicke, Spurbreite 1xT, 0,3 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

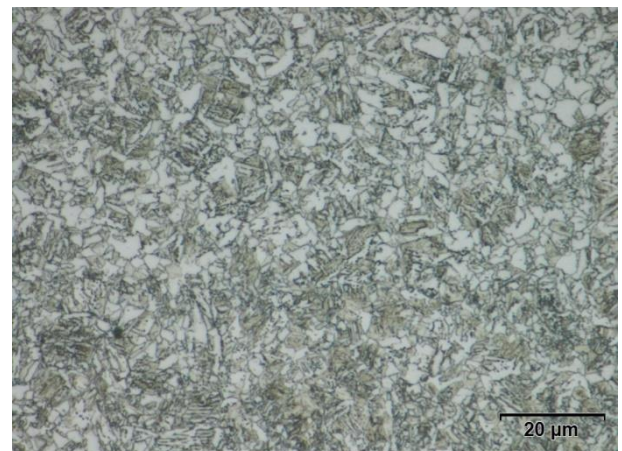


Bild 91: S460NL - 30 mm Dicke, Spurbreite 1xT, 1 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

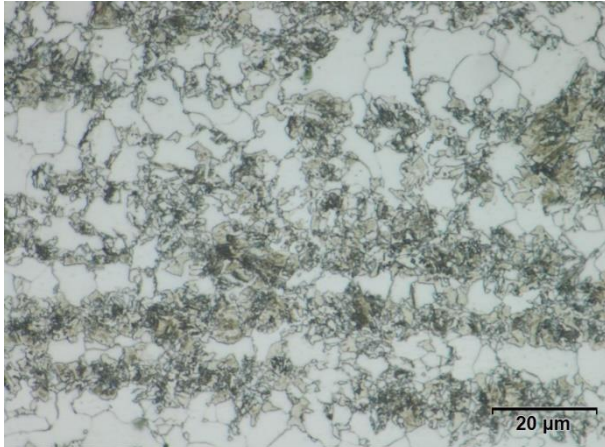


Bild 92: S460NL - 30 mm Dicke, Spurbreite 1xT, 2 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

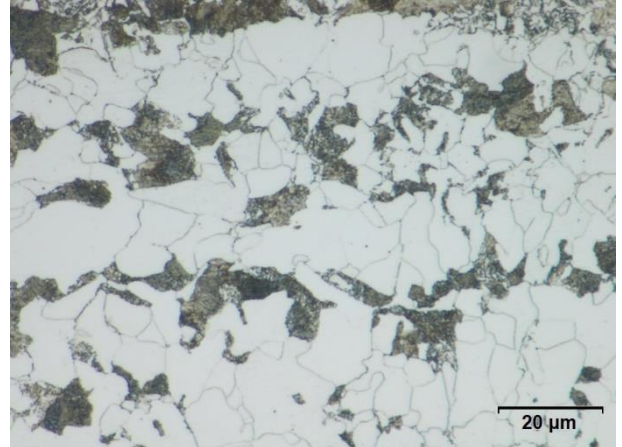


Bild 93: S460NL - 30 mm Dicke, Spurbreite 1xT, Kern
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

Die mikroskopischen Aufnahmen dieser Proben zeigen, dass auch hier in der gesamten Wärmeeinflusszone Widmannstättensche Strukturen vorliegen.

Dabei wurden in einer Tiefe von 0,3 mm und 1 mm Bainit und Martensit, sowie Anteile von Ferrit und Perlit identifiziert. In der oberflächennahen Tiefe von 2 mm bestand das Gefüge aus Bainit und Ferrit mit geringen Anteilen von Martensit und Perlit. Die Korngröße lag im Bereich von 0,3 mm bei $G=13,5$, in 1 mm Tiefe bei $G=15,5$ und in 2 mm Tiefe bei $G=9$.

Der Kern wies ein ferritisch-perlitisches Gefüge mit Anteilen von Bainit auf, die Korngröße lag bei $G=11,5$.

Bild 94 bis Bild 97 zeigen die Gefüge der Proben des Stahls S460NL, flammgerichtet bei einer Spurbreite von 2xT, also 60 mm.

Die Gefüge bestanden in 0,3 mm und 1 mm Tiefe aus Bainit, Martensit sowie Anteile von Ferrit und Karbide in Widmannstättenschen Strukturen mit einer ermittelten Korngröße von $G=15$.

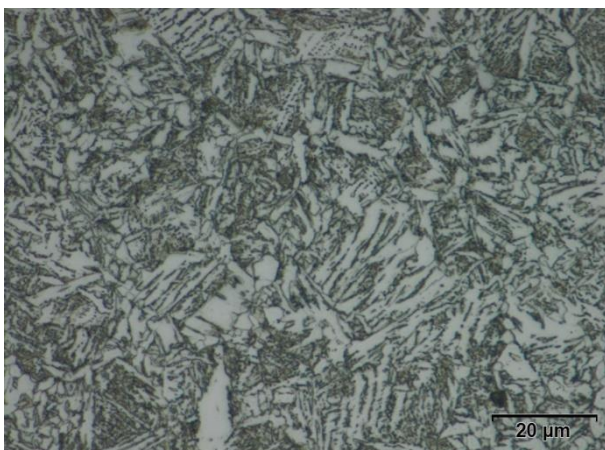


Bild 94: S460NL - 30 mm Dicke, Spurbreite 2xT, 0,3 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

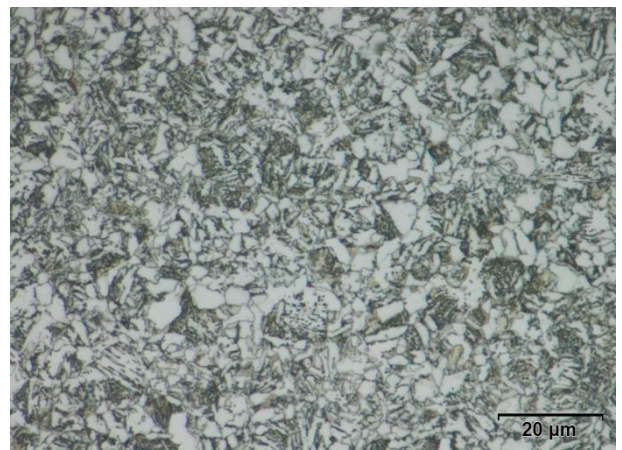


Bild 95: S460NL - 30 mm Dicke, Spurbreite 2xT, 1 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

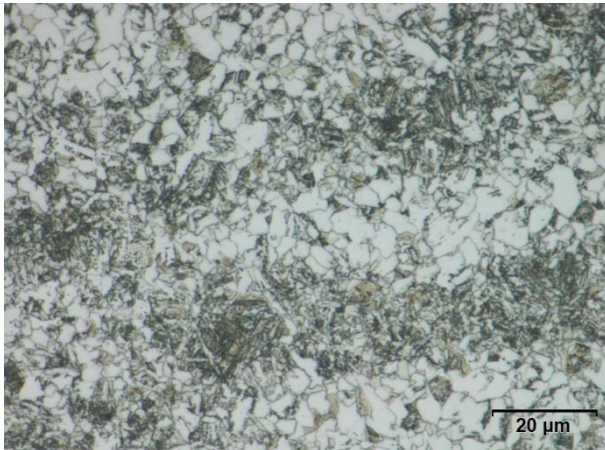


Bild 96: S460NL - 30 mm Dicke, Spurbreite 2xT, 2 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

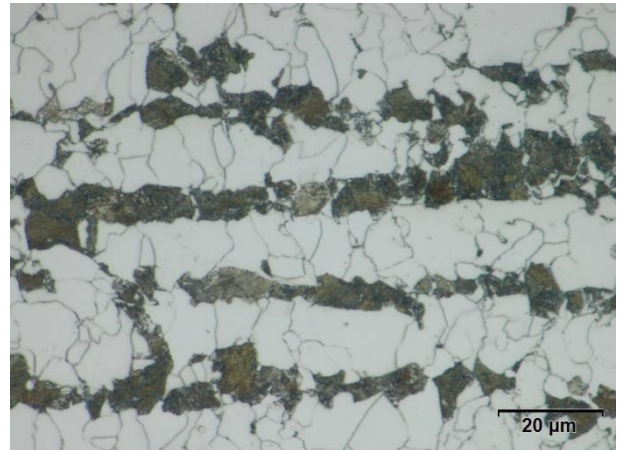


Bild 97: S460NL - 30 mm Dicke, Spurbreite 2xT, Kern
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

In der Tiefe von 2 mm der flammgerichteten Proben des Stahls S460NL (2xT) waren fast keine Widmannstättenschen Strukturen mehr zu erkennen. Hier bestand das Gefüge aus Bainit, Ferrit, Perlit und Karbiden. Die Korngröße in den Bereichen war $G=15$. Im Kern der Probe wurde Ferrit, Perlit und Bainit identifiziert. Der Kern wies, wie die unbehandelte Probe, ein ferritisch-perlitisches Gefüge auf. Die Korngröße lag bei $G=11,5$.

Die folgenden mikroskopischen Aufnahmen (Bild 98 bis Bild 101) zeigen die Gefüge der Proben der Stahlsorte S460NL mit einer Blechdicke von 30 mm, die mit einer Spurbreite von 3xT, also 90 mm, flammgerichtet wurden.

Die Aufnahmen verdeutlichen, dass in allen untersuchten Tiefen bis zu 2 mm ein Gefüge aus Bainit, Ferrit und anteiligem Perlit und einzelnen Karbiden zu erkennen waren. Die Korngröße lag durchgängig bei $G=15$.

Der Kern wies wieder ein ferritisch-perlitisches Gefüge mit Anteilen von Bainit auf. Das Gefüge lag in zeiliger Struktur vor und hatten eine Korngröße von $G=13$.

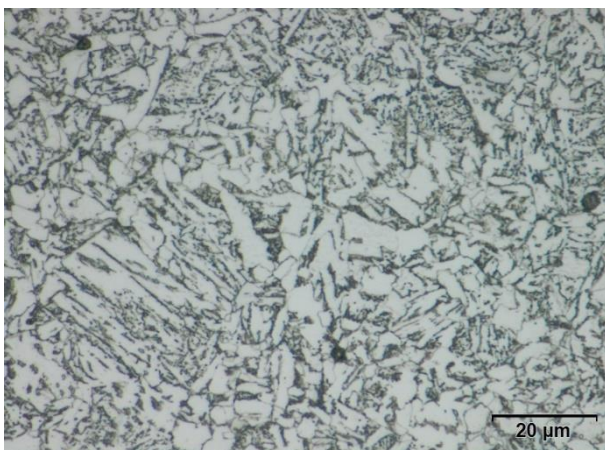


Bild 98: S460NL -30 mm Dicke, Spurbreite 3xT, 0,3 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

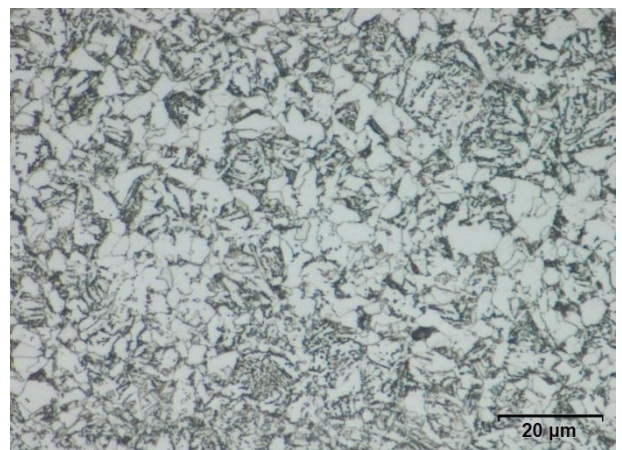


Bild 99: S460NL - 30 mm Dicke, Spurbreite 3xT, 1 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

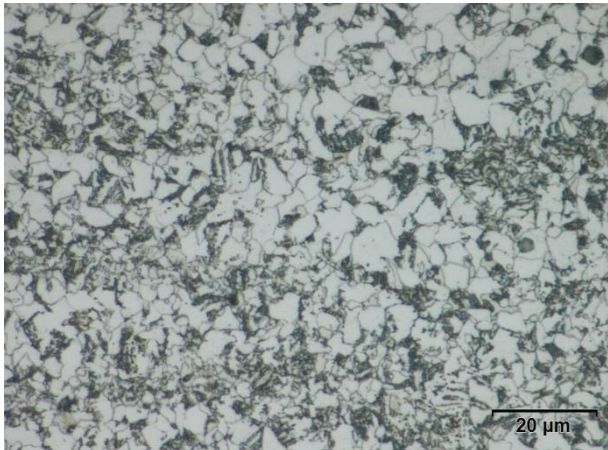


Bild 100: S460NL - 30 mm Dicke, Spurbreite 3xT, 2 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

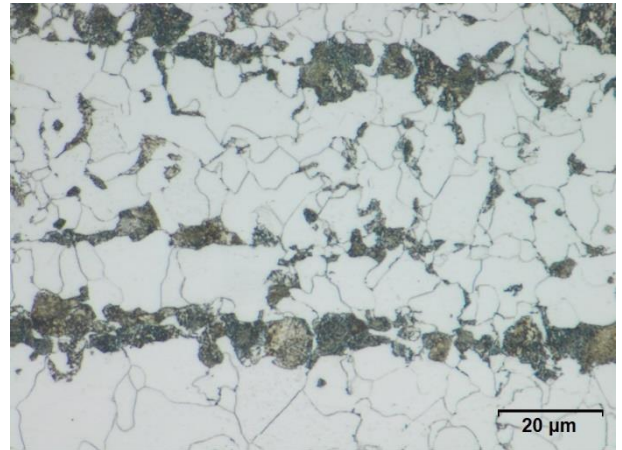


Bild 101: S460NL -30 mm Dicke, Spurbreite 3xT, Kern
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

Die Graphik in Abbildung 129 stellt die gemessenen Korngrößen der 30 mm dicken Proben des Werkstoffes S460NL dar. Es kommt, außer bei der Probe mit einfacher Spurbreite in 2 mm Tiefe, zu einer Kornfeinung bei allen Spurbreiten in allen Tiefen.

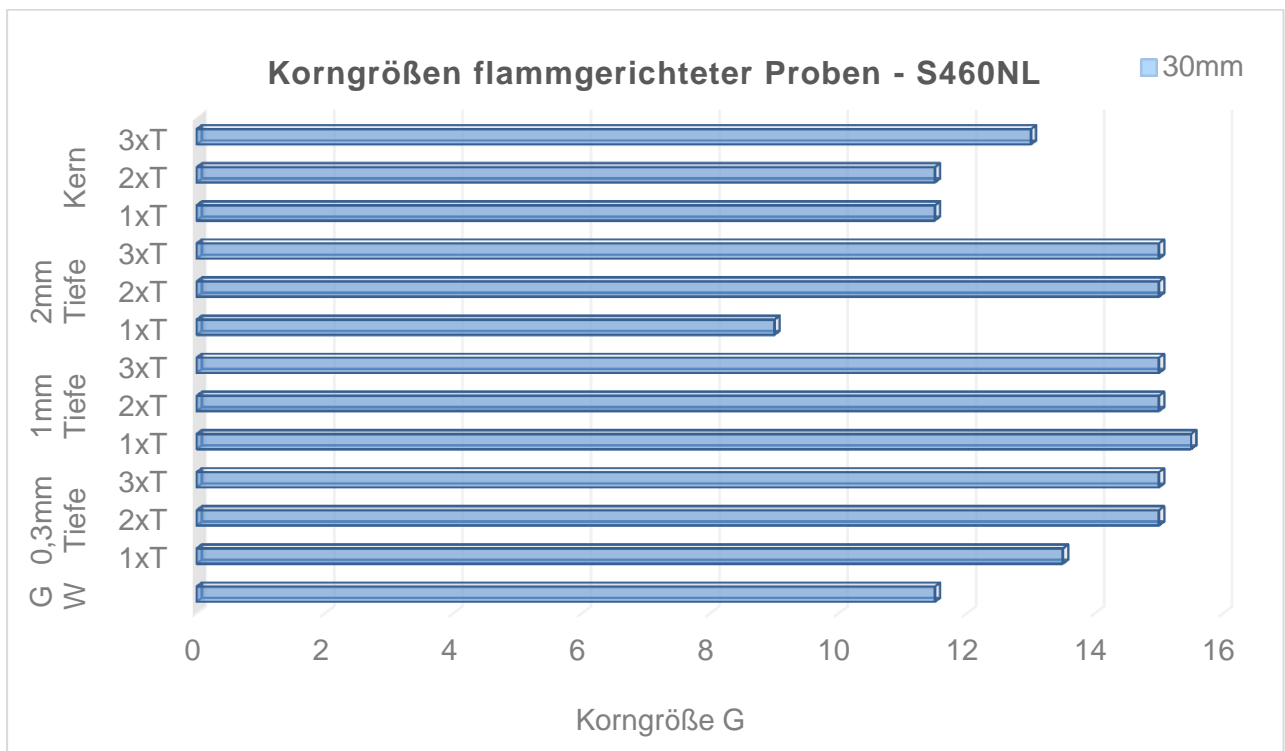


Abbildung 129: Korngrößen des Werkstoffes S460NL in 30 mm Dicke

Legende: GW = unbehandelte Proben der Stahlsorte S460NL

Die gemessenen Korngrößen lagen bei $G=15,5$ und $G=15$. In der Probenmitte, also außerhalb der WEZ, kam es bei einer dreifachen Spurbreite ebenfalls zu einer Verringerung des Korndurchmessers im Vergleich zu der unbehandelten Probe. Die Korngröße stieg von $G=11,5$ des unbehandelten Werkstoffes auf die Korngröße $G=13$ der flammgerichteten Probe mit dreifacher Spurbreite an.

Die Abbildungen 130 und 131 zeigen den Härteverlauf in der Probenmitte des Werkstoffs S460NL bei den verschiedenen Richtspurbreiten der 12 mm und 30 mm dicken Proben. Der Härteverlauf der 12 mm Proben zeigt, dass die Proben mit einer einfachen Flammrichtspur in der WEZ deutlich höhere Härtewerte aufzeigen, als die Proben mit einer zwei- oder dreifachen Spurbreite. Den geringsten Anstieg der Härtewerte in der WEZ zeigt die Probe mit der dreifachen Flammrichtspurbreite. Dies ist durch die metallographischen Untersuchungen belegbar, da bei der dreifachen Richtspur kein oberflächennaher Martensit festgestellt wurde, der aber in den Proben mit ein- und zweifacher Spurbreite vorhanden war.

Durch die rasche Abkühlung entstand an den Proben mit einer einfachen Spurbreite Bainit und Martensit, während sich bei der Probe mit zweifacher Spurbreite neben Bainit und Martensit wiederum Ferrit gebildet hat, der deutlich weicher als Zwischenstufengefüge bzw. Martensit ist.

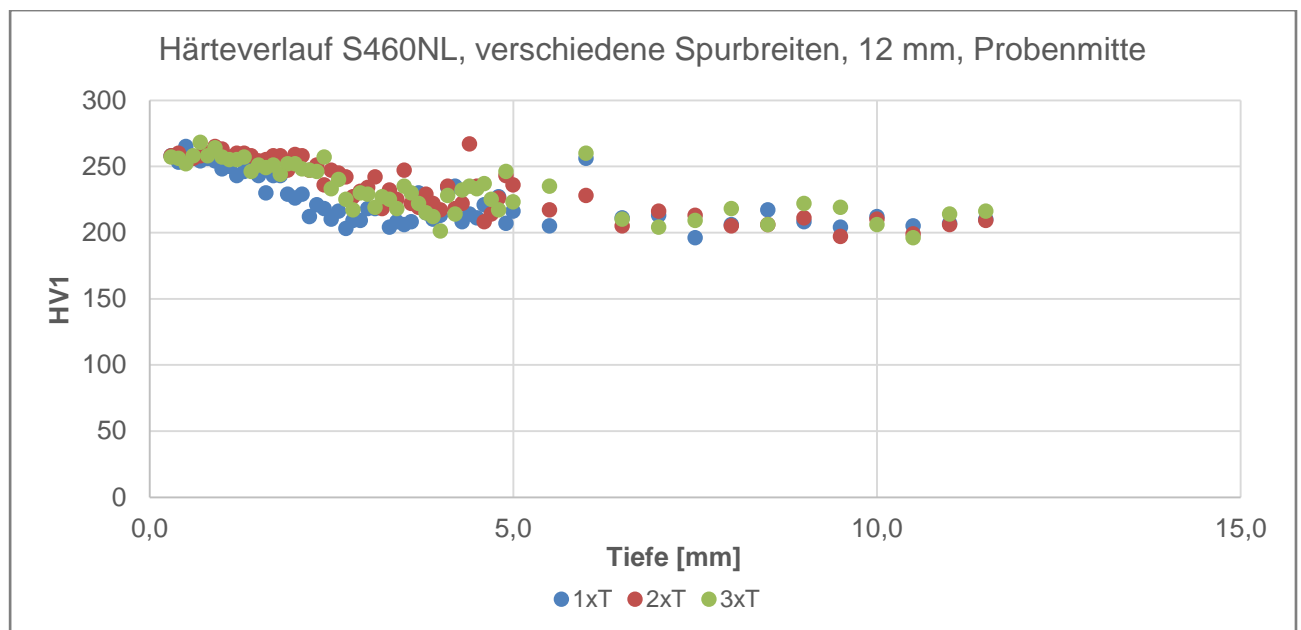


Abbildung 130: Härteverlauf S460NL, verschiedene Spurbreiten, 12 mm, Probenmitte

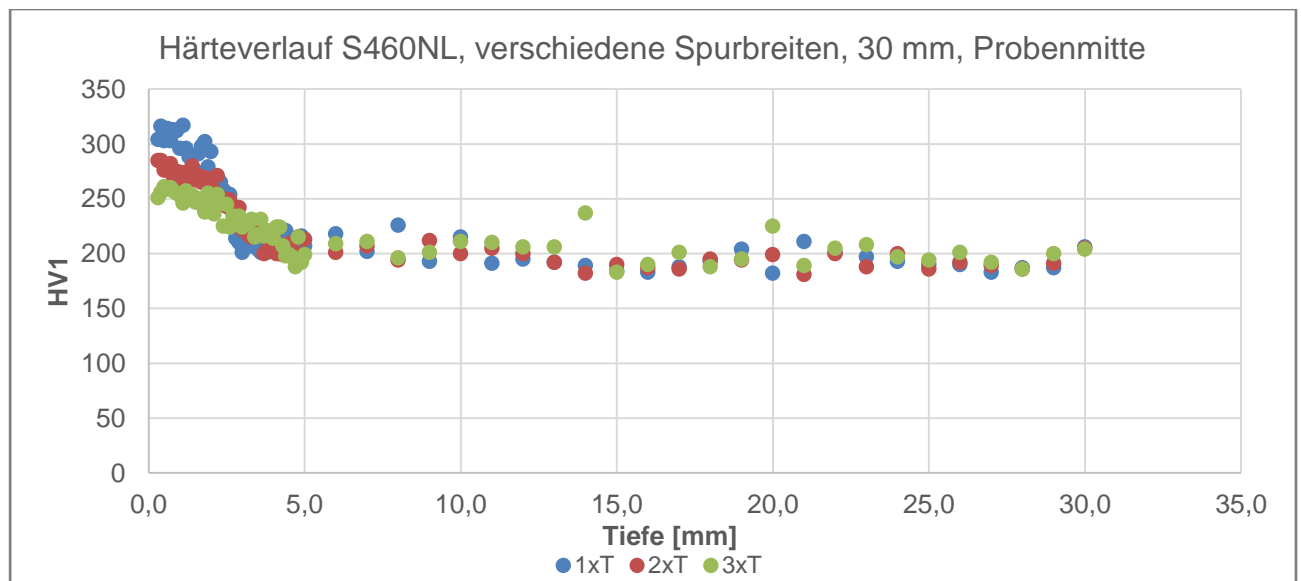


Abbildung 131: Härteverlauf S460NL, verschiedene Spurbreiten, 30 mm, Probenmitte

Die metallographischen Untersuchungen haben gezeigt, dass bei diesem normalisierten Stahl, genauso wie beim S355 J2+N, bedingt durch die rasche Abkühlung Widmannstättensche Strukturen im Gefüge entstanden sind, die zu einem Abfall der Kerbschlagzähigkeiten führten.

Bedingt durch die Ausscheidung von Karbiden kam es neben dem Abfall der Zähigkeiten auch zu einem Abfall der Streckgrenzenwerte.

(c) Metallographische Untersuchung der flammgerichteten Proben des Werkstoffs S700MC

Die folgenden makroskopischen Aufnahmen (Bild 102 bis Bild 104) zeigen die Tiefen der Wärmeeinflusszonen der Proben aus S700MC mit einer 12 mm Blechdicke, nach dem Flammrichten bei den drei verschiedenen Spurbreiten von 1xT (12 mm), 2xT (24 mm) und 3xT (36 mm). Mit zunehmender Spurbreite wächst die Tiefe der WEZ von 1,42 mm bis zu 3,83 mm an.

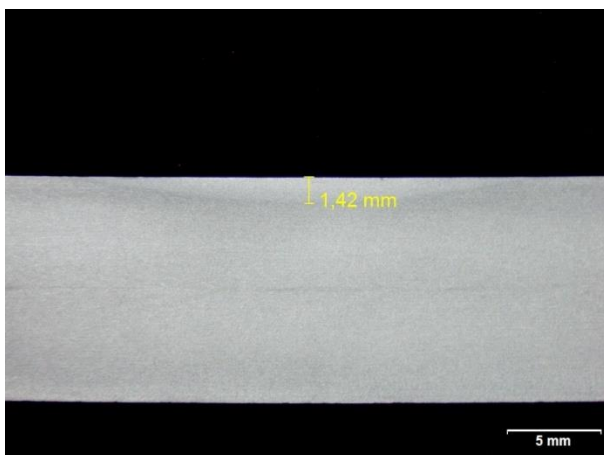


Bild 102: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmeeinflusszone, S700MC, 12 mm, Spurbreite 1xT

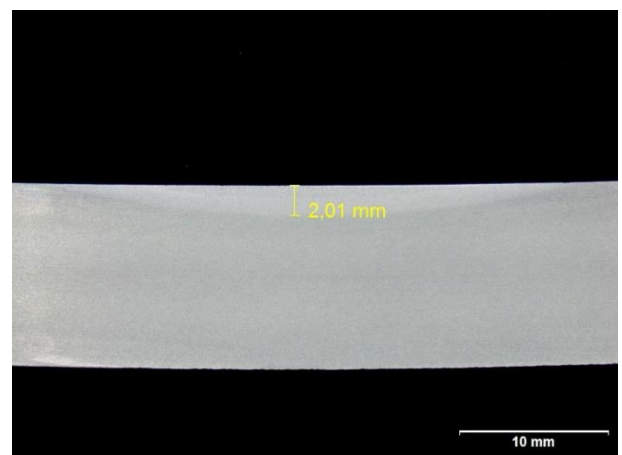


Bild 103: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmeeinflusszone, S700MC, 12 mm, Spurbreite 2xT

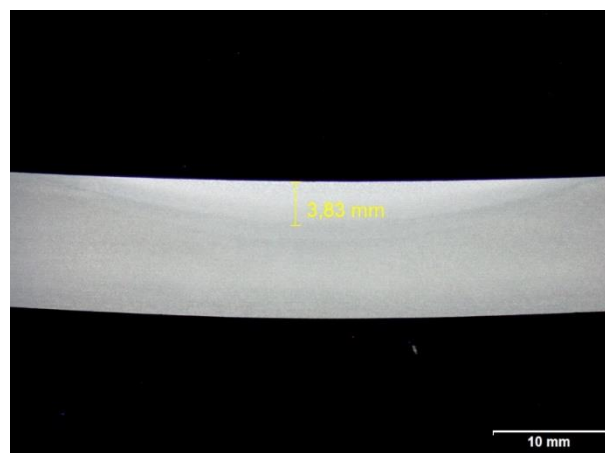


Bild 104: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmeeinflusszone, S700MC, 12 mm, Spurbreite 3xT

Die Bilder 105 bis 108 zeigen lichtmikroskopische Aufnahmen des Werkstoffes S700MC bei den 12 mm Probendicken, flammgerichtet mit einer Spurbreite von 1xT in den verschiedenen Tiefen.

Die Auswertung der Korngrößen zeigte, dass die im Kern gemessene Korngröße von $G=10,5$ auch im unteren Bereich der WEZ, bei 2 mm, zu finden ist, aber in der Tiefe von 1 mm bei $G=13$ und in 0,3 mm bei $G=12$ lag. In allen untersuchten Tiefen wurde 100% Vergütungsgefüge, bestehend aus Bainit und Martensit identifiziert.

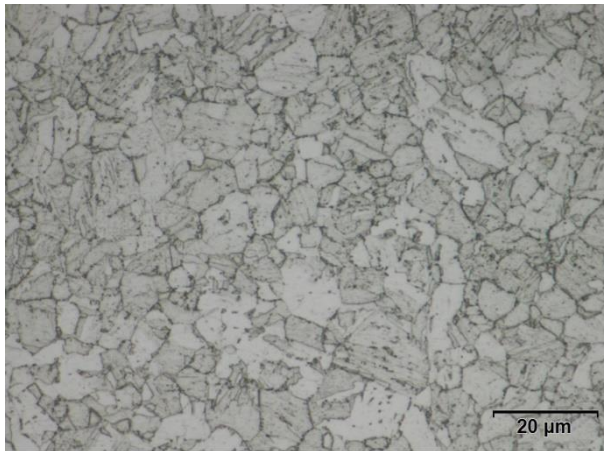


Bild 105: S700MC - 12 mm Dicke, Spurbreite 1xT, 0,3 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

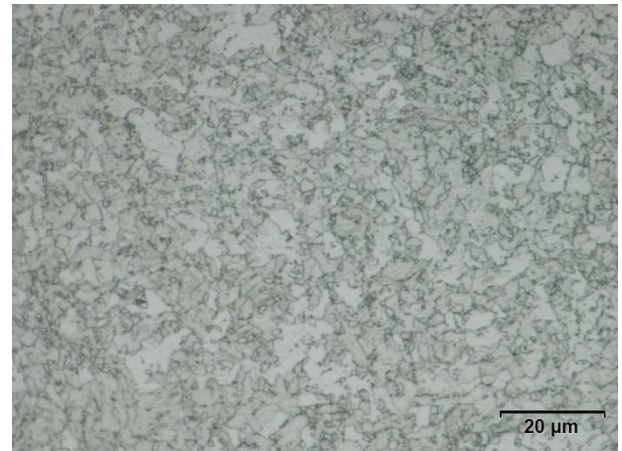


Bild 106: S700MC - 12 mm Dicke, Spurbreite 1xT, 1 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

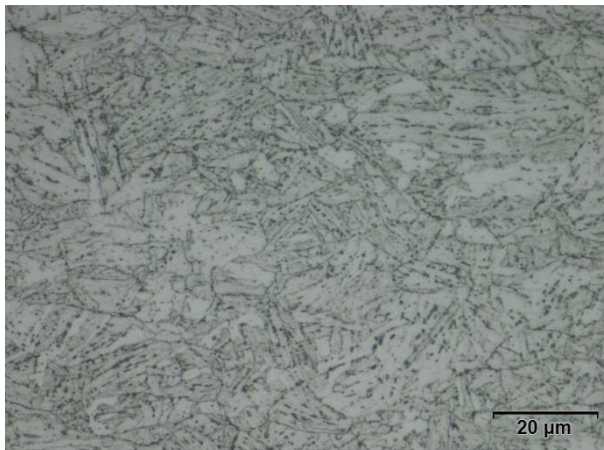


Bild 107: S700MC - 12 mm Dicke, Spurbreite 1xT, 2 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

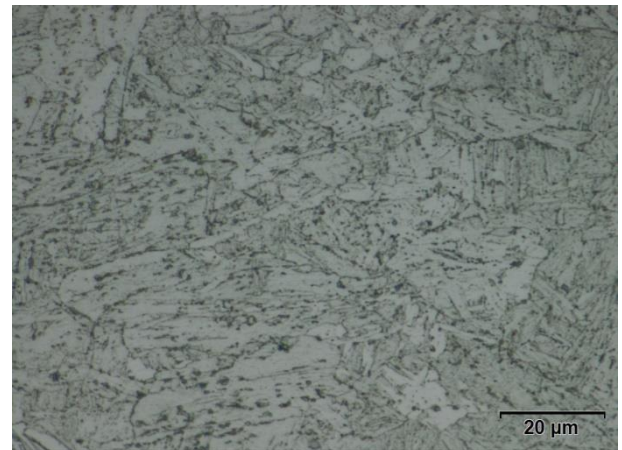


Bild 108: S700MC - 12 mm Dicke, Spurbreite 1xT, Kern
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

Die mikroskopischen Aufnahmen (Bild 109 bis Bild 112) zeigen die Gefüge der 12 mm dicken Proben des Werkstoffs S700MC, die mit einer Spurbreite von 2xT flammgerichtet wurden.

Auch nach diesem Flammrichtvorgang bestand das Gefüge zu 100% aus Vergütungsgefüge (Martensit und Bainit). Die Korngröße lag in der WEZ bei einem Wert $G=11$ (0,3 mm und 2 mm unter der Oberfläche), sowie bei $G=12,5$ (1 mm unter der Oberfläche). Die Korngröße im Kern der Probe wurde mit einem Wert von $G=10,5$ ermittelt.

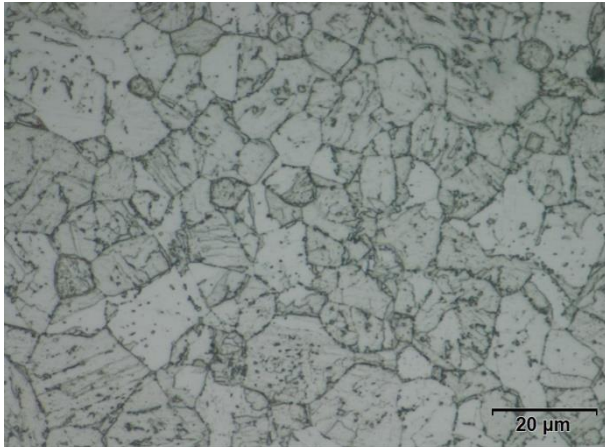


Bild 109: S700MC - 12 mm Dicke, Spurbreite 2xT, 0,3 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

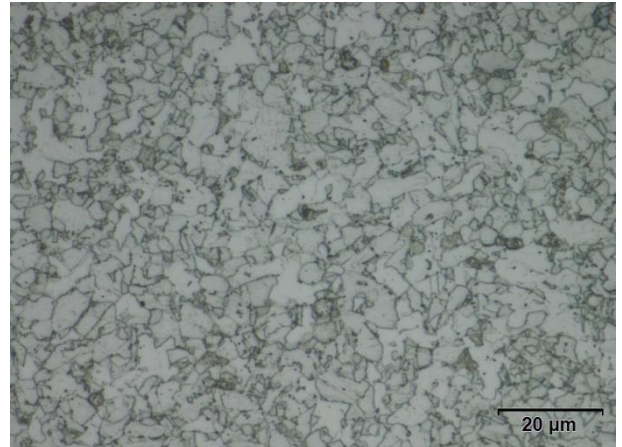


Bild 110: S700MC - 12 mm Dicke, Spurbreite 2xT, 1 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

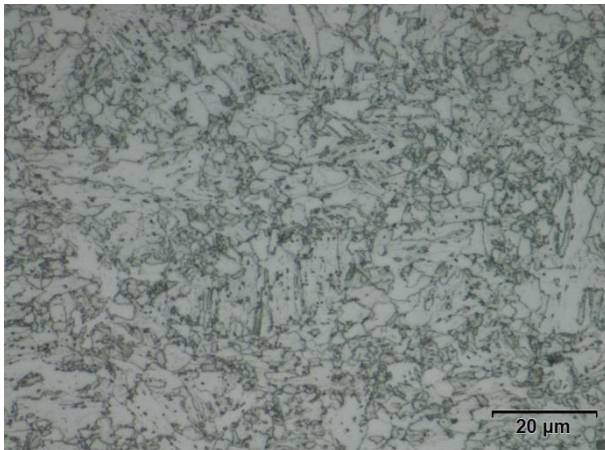


Bild 111: S700MC - 12 mm Dicke, Spurbreite 2xT, 2 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

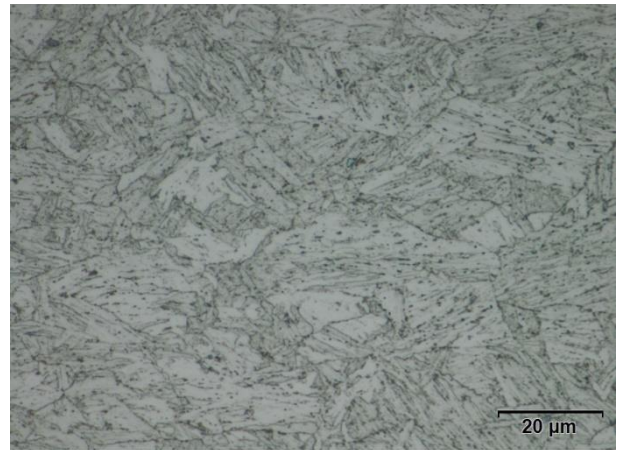


Bild 112: S700MC - 12 mm Dicke, Spurbreite 2xT, Kern
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

Bei dem Flammrichtvorgang mit einer Spurbreite von 3xT zeigte der Werkstoff S700MC bei den 12 mm dicken Proben in allen untersuchten Tiefen ein reines Vergütungsgefüge aus Bainit und Martensit (Bild 113 bis Bild 116).

Die Korngröße stieg mit zunehmender Untersuchungstiefe von G=8 im Bereich 0,3 mm unter der Oberfläche auf G=9 in 1 mm Tiefe auf G=12,5 in 2 mm Tiefe an. Im Kern lag die gemessene Korngröße bei G=10,5.

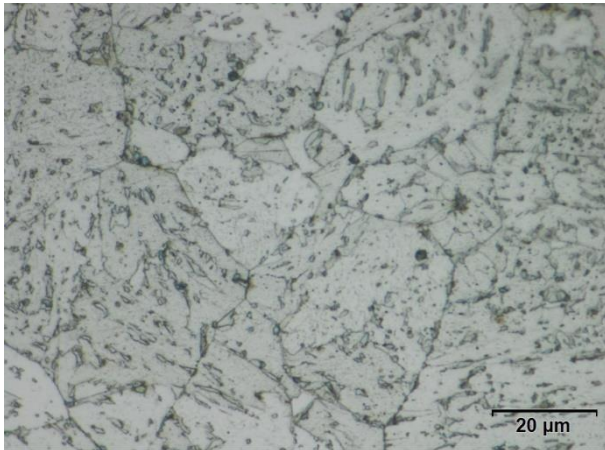


Bild 113: S700MC - 12 mm Dicke, Spurbreite 3xT, 0,3 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

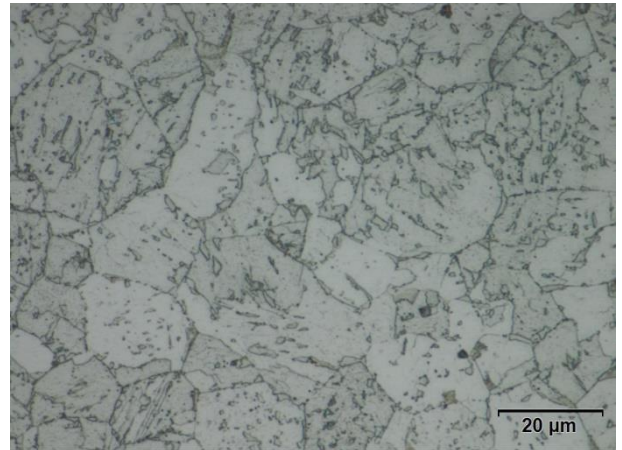


Bild 114: S700MC - 12 mm Dicke, Spurbreite 3xT, 1 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

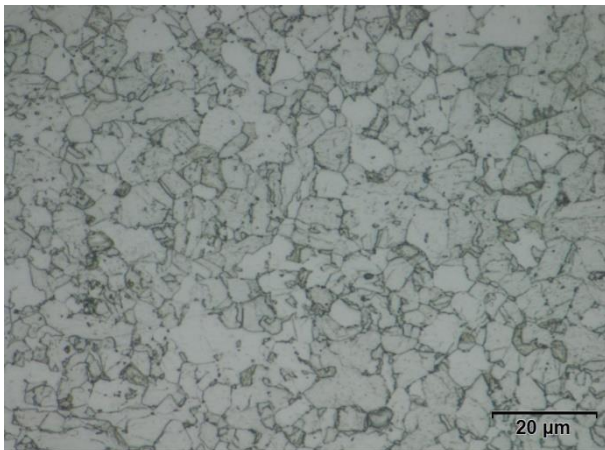


Bild 115: S700MC - 12 mm Dicke, Spurbreite 3xT, 2 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

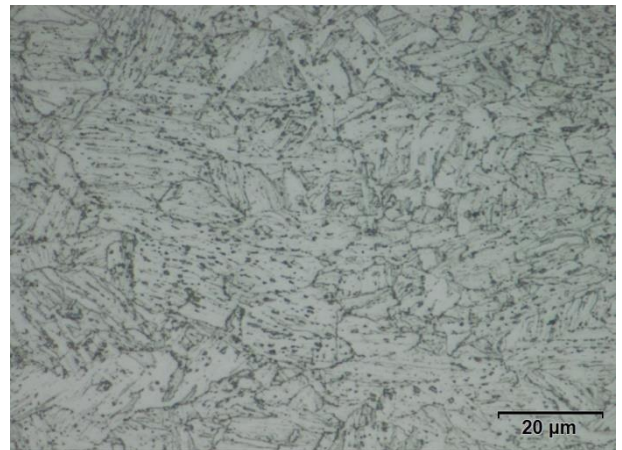


Bild 116: S700MC - 12 mm Dicke, Spurbreite 3xT, Kern
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

Die Abbildung 132 stellt die Korngrößen der 12 mm dicken Proben im Werkstoff S700MC dar.

In 0,3 mm Tiefe kam es zur größten Kornvergrößerung bei einer dreifachen Spurbreite, die man auch noch in 1 mm Tiefe feststellte, jedoch mit etwas feineren Körnern. Auch in allen anderen Tiefen und Spurbreiten wurde eine Kornfeinung beobachtet.

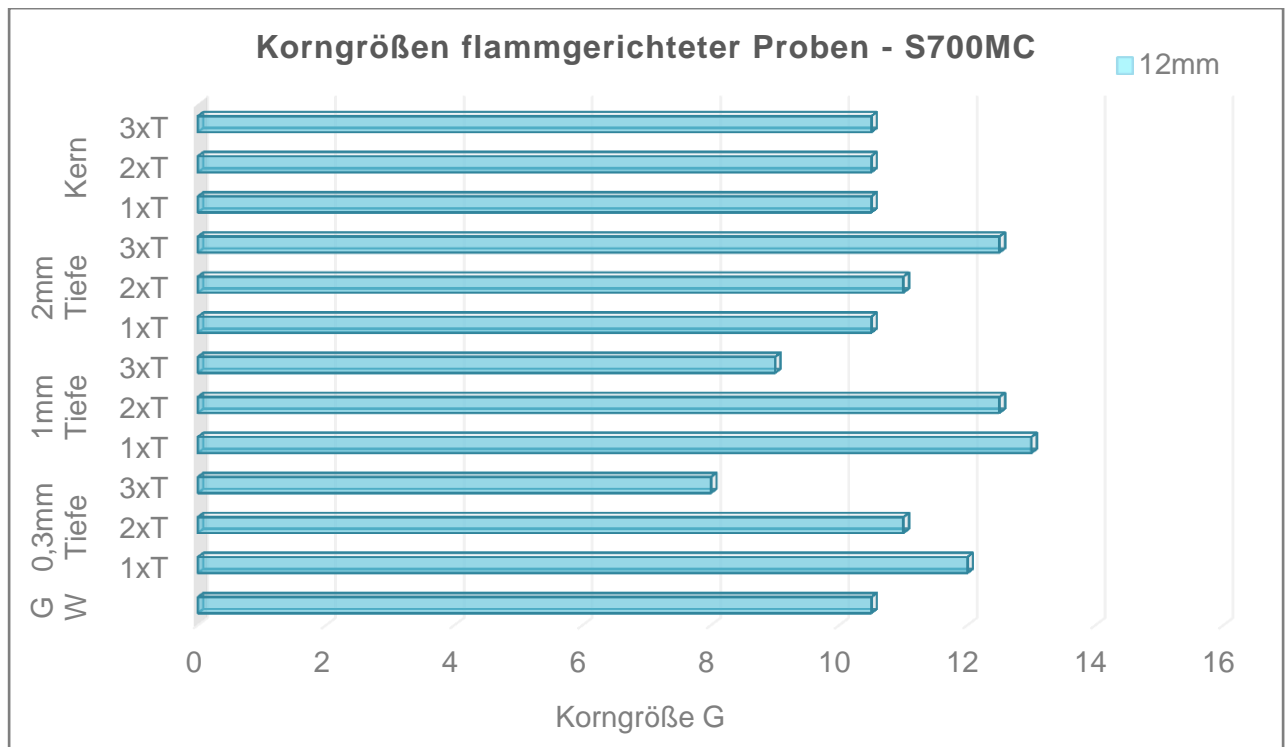


Abbildung 132: Korngrößen des Werkstoffes S700MC in 12 mm Dicke

Legende: GW = unbehandelte Proben der Stahlsorte S700MC

Bei den makroskopischen Aufnahmen in Bild 117 bis Bild 119 sind die Tiefen der Wärmeeinflusszone der 30 mm dicken Proben des Werkstoffes S700 MC bei den drei verschiedenen Spurbreiten von 30 mm (1xT) bis zu 90 mm (3xT) dargestellt.

Wie bei den 12 mm dicken Proben nahm die Tiefe der Wärmeeinflusszone mit zunehmender Spurbreite zu. Die absoluten Werte der Tiefe lagen zwischen den 12 mm dicken Proben und den 30 mm dicken Proben nicht sehr weit auseinander.

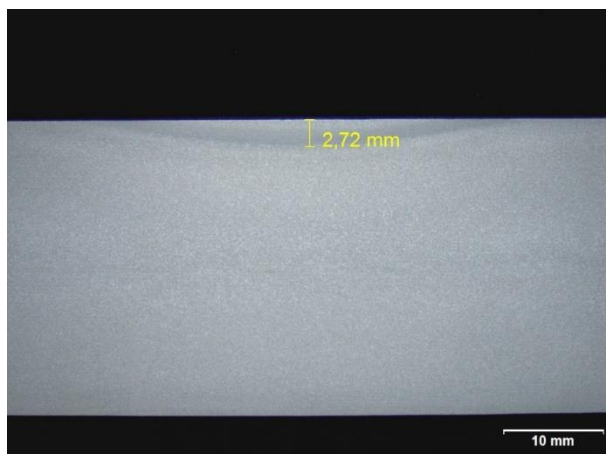


Bild 117: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmeeinflusszone, S700MC, 30 mm, Spurbreite 1xT

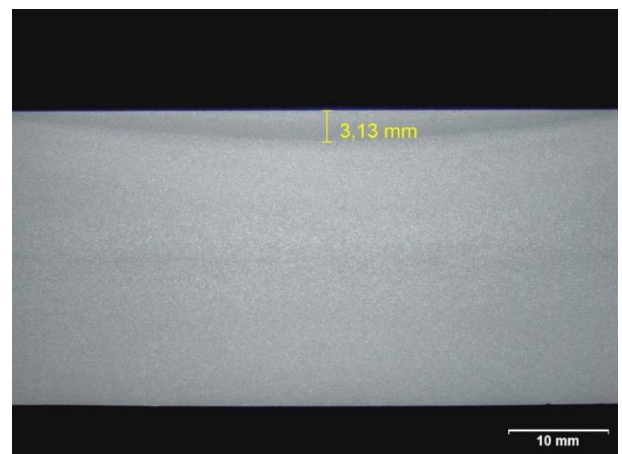


Bild 118: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmeeinflusszone, S700MC, 30 mm, Spurbreite 2xT

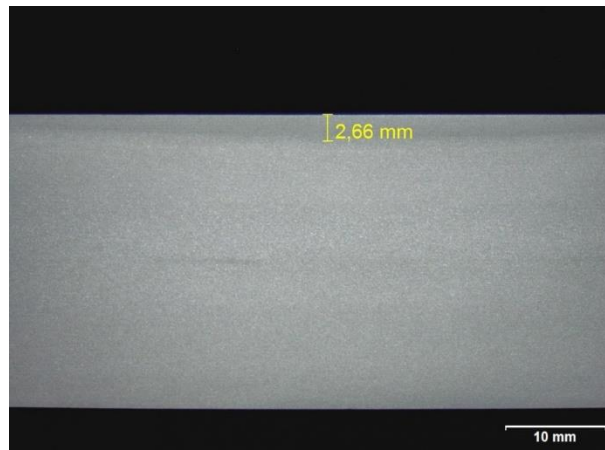


Bild 119: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmeeinflusszone, S700MC, 30 mm, Spurbreite 3xT

Die Mikroschliffe auf Bild 120 bis Bild 123 stellen die Gefüge des Werkstoffe S700MC (30 mm Blechdicke), flammgerichtet bei einer Spurbreite von 30 mm (1xT), in den Tiefen 0,3 mm, 1 mm, 2 mm und im Kern der WEZ dar. Die lichtmikroskopischen Aufnahmen zeigen, dass in allen untersuchten Tiefen ein reines Vergütungsgefüge bestehend aus Martensit und Bainit vorliegt.

Allerdings hat die Wärmebehandlung dazu geführt, dass die gemessenen Korngrößen in den Tiefen unterschiedlich waren. In 0,3 mm Tiefe der WEZ betrug die Korngröße $G=9$. In 1 mm Tiefe ist $G=10,5$ und in 2 mm Tiefe wurde eine Korngröße von $G=12,5$ ermittelt.

Im nicht wärmebeeinflussten Kern betrug $G=10$. Die Korngröße zeigt den Einfluss des Flammrichtens in unterschiedlichen Materialtiefen. Mit zunehmender Tiefe innerhalb der WEZ der Probe kam es durch das veränderte Abkühlen zu einer Kornfeinung.

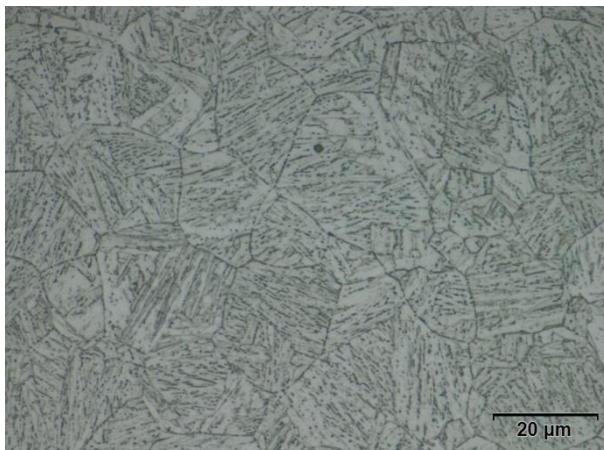


Bild 120: S700MC - 30 mm Dicke, Spurbreite 1xT, 0,3 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

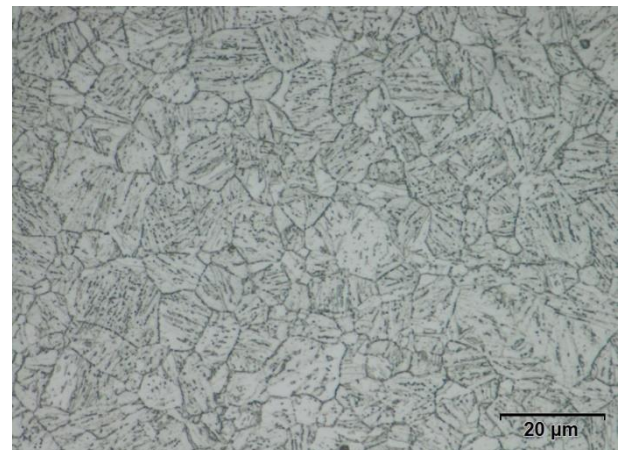


Bild 121: S700MC - 30 mm Dicke, Spurbreite 1xT, 1 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

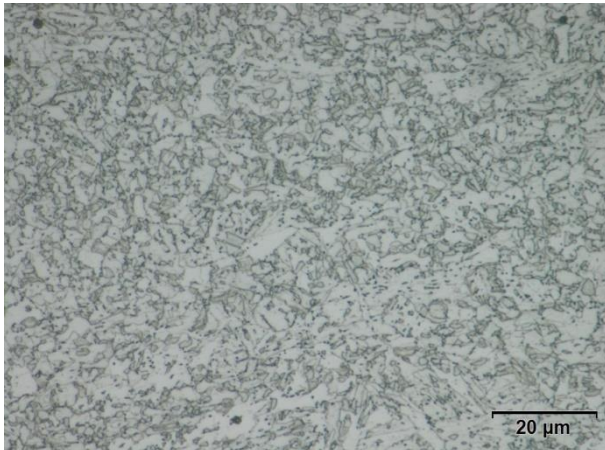


Bild 122: S700MC – 30 mm Dicke, Spurbreite 1xT, 2 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

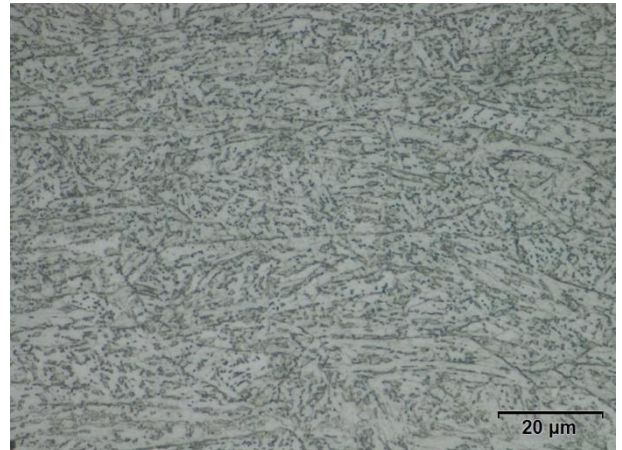


Bild 123: S700MC - 30 mm Dicke, Spurbreite 1xT, Kern
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

Bild 124 bis Bild 127 zeigen die Mikroschliffe des flammgerichteten Werkstoffes S700MC (30 mm Blechdicke) bei einer Spurbreite von 60 mm, also 2xT.

Auch bei dieser Spurbreite lag in allen untersuchten Tiefen ein reines Vergütungsgefüge aus Bainit und Martensit vor. Die Korngrößen veränderte sich von G=9 in 0,3 mm Tiefe auf G=10 in 1 mm Tiefe und G= 12,5 in 2 mm Tiefe. Die Korngröße im Kern betrug ein Wert G=9,5.

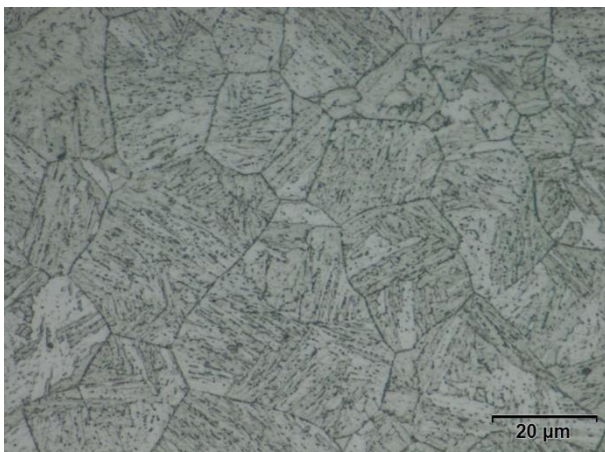


Bild 124: S700MC – 30 mm Dicke, Spurbreite 2xT, 0,3 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

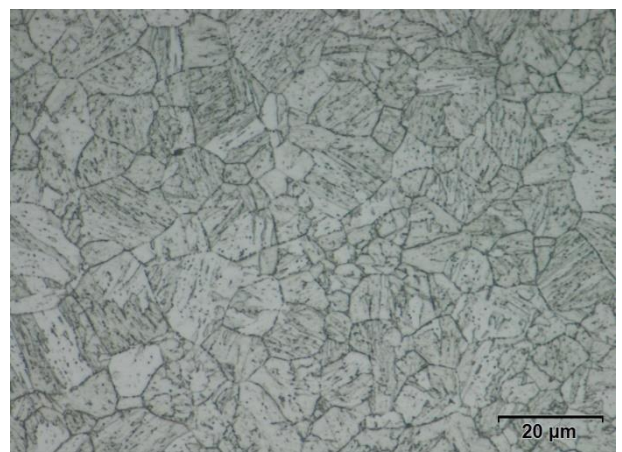


Bild 125: S700MC – 30 mm Dicke, Spurbreite 2xT, 1 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

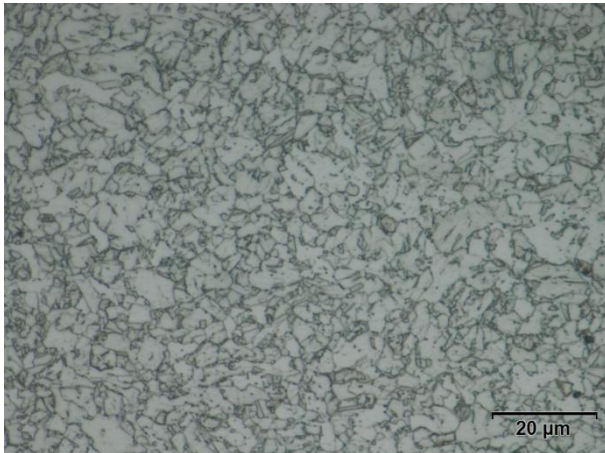


Bild126: S700MC - 30 mm Dicke, Spurbreite 2xT, 2 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

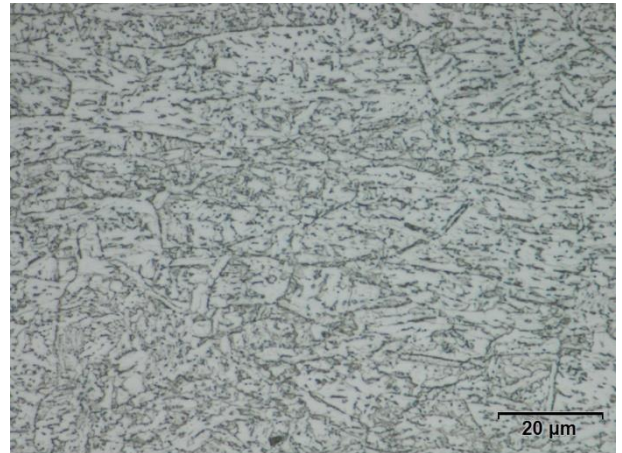


Bild 127: S700MC - 30 mm Dicke, Spurbreite 2xT, Kern
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

Die Mikroschliffe von Bild 128 bis Bild 131 zeigen die Gefüge der Proben aus dem Werkstoff S700MC nach dem Flammrichten mit einer dreifachen Spurbreite von 90 mm (3xT). Auch bei einer 90 mm breiten Richtspur wurde in allen untersuchten Tiefen ein reines Vergütungsgefüge (welches sich aus Martensit und Bainit zusammensetzt) identifiziert.

Die Korngrößen hatten sich durch die durchgeführte Wärmebehandlung von $G=9,5$ in 0,3 mm Tiefe auf $G=12,5$ in 1 mm und 2 mm Tiefe verändert.

Auch bei diesen Proben kam es zunächst zu einer Kornvergrößerung im oberflächennahen Bereich. Danach verfeinerte sich das Gefüge durch den Flammrichtprozess innerhalb der WEZ mit zunehmender Untersuchungstiefe.

Die gemessene Korngröße im Kern betrug $G=10,5$, da dieser Bereich außerhalb der WEZ lag und die Korngröße damit etwa wieder der Korngröße des unbehandelten Werkstoffs entsprach.

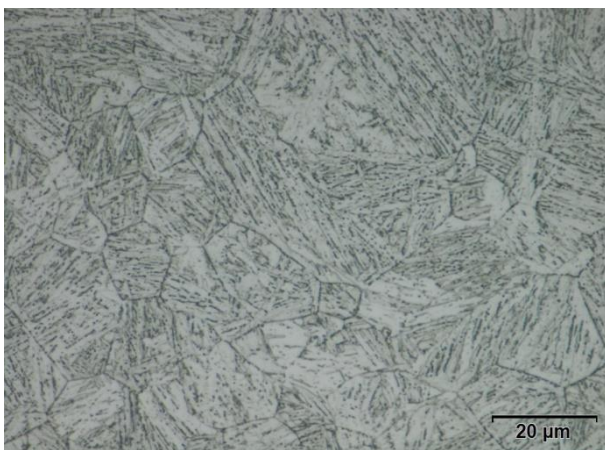


Bild 128: S700MC – 30 mm Dicke, Spurbreite 3xT, 0,3 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

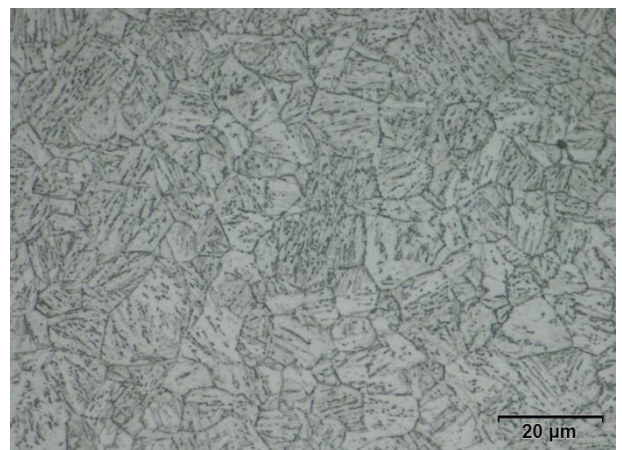


Bild 129: S700MC – 30 mm Dicke, Spurbreite 3xT, 1 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

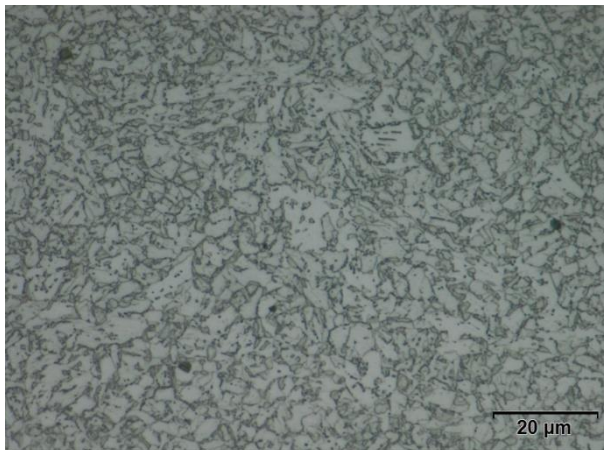


Bild 130: S700MC – 30 mm Dicke, Spurbreite 3xT, 2 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

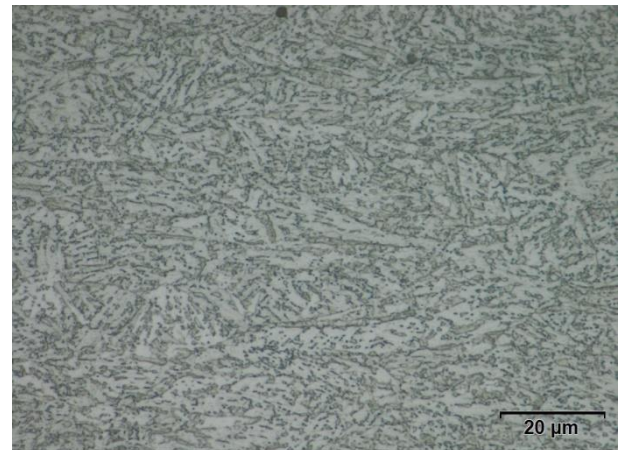


Bild 131: S700MC - 30 mm Dicke, Spurbreite 3xT, Kern
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

Abbildung 133 zeigt die Korngrößen der flammgerichteten Proben des Werkstoffes S700MC mit einer Dicke von 30 mm. Die Korngrößen lagen bei diesen Proben mit 30 mm Materialdicke sehr eng zusammen. Es kam oberflächennah (0,3 mm Tiefe) zu einer leichten Kornvergrößerung. In 2 mm Tiefe wurde im Vergleich mit den Korngrößen des unbehandelten Werkstoffes eine Kornfeinung beobachtet.

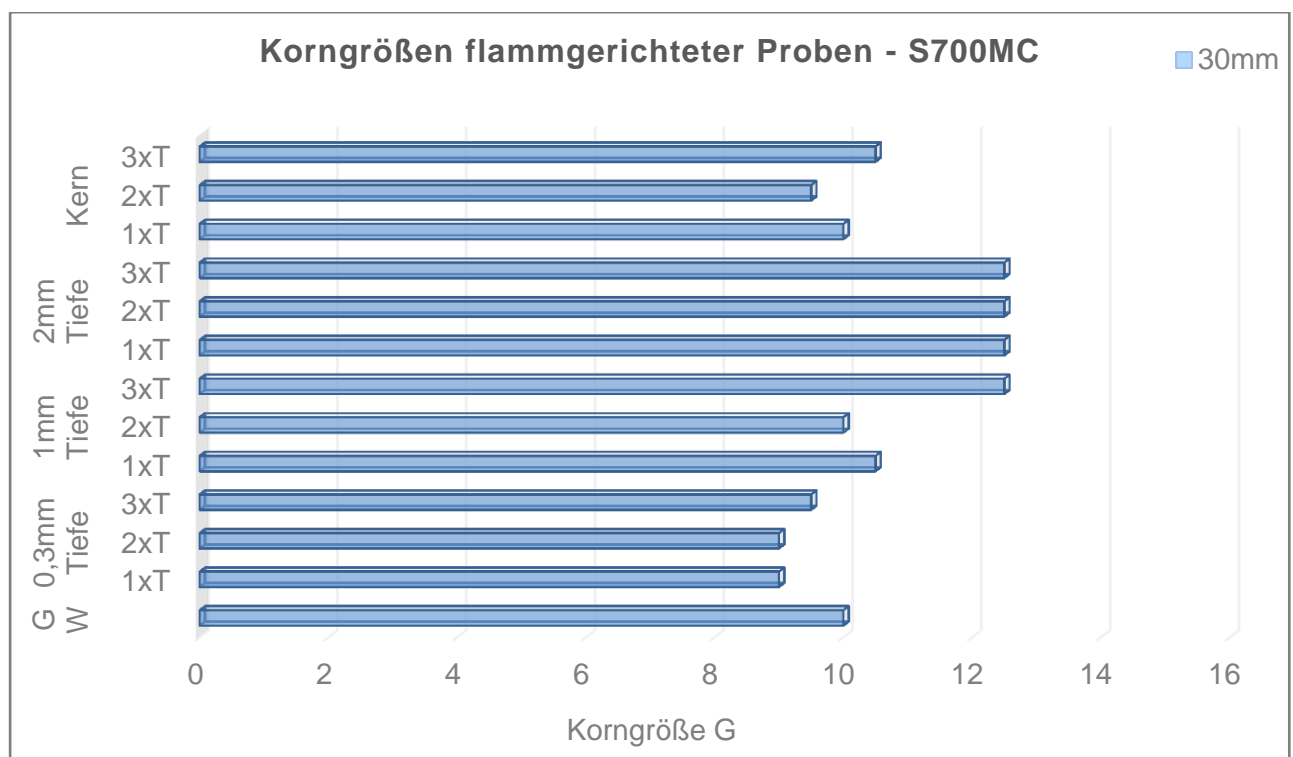


Abbildung 133: Korngrößen des Werkstoffes S700MC in 30 mm Dicke

Legende: GW = unbehandelte Proben der Stahlsorte S700MC

Die Abbildungen 134 und 135 zeigen den Härteverlauf der 12 mm und 30 mm dicken Proben des Werkstoffes S700MC, flammgerichtet bei den jeweiligen Spurbreiten von 1xT, 2xT und 3xT.

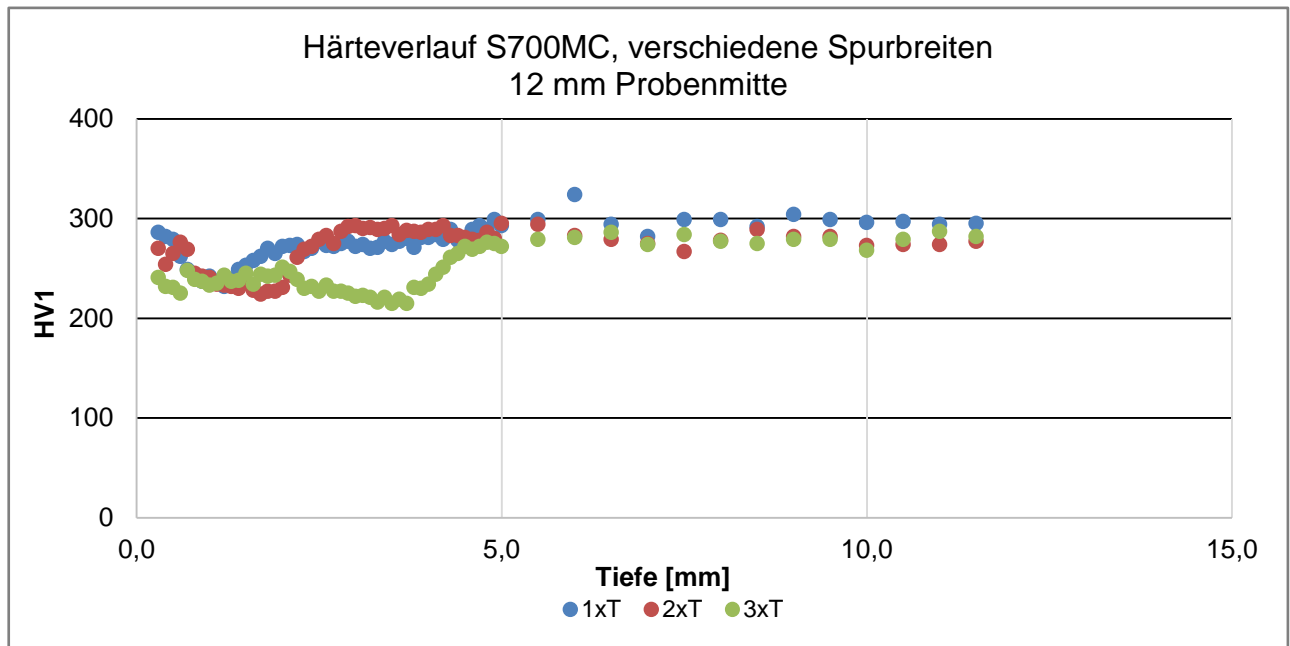


Abbildung 134: Härteverlauf S700MC, 12 mm Dicke, Probenmitte

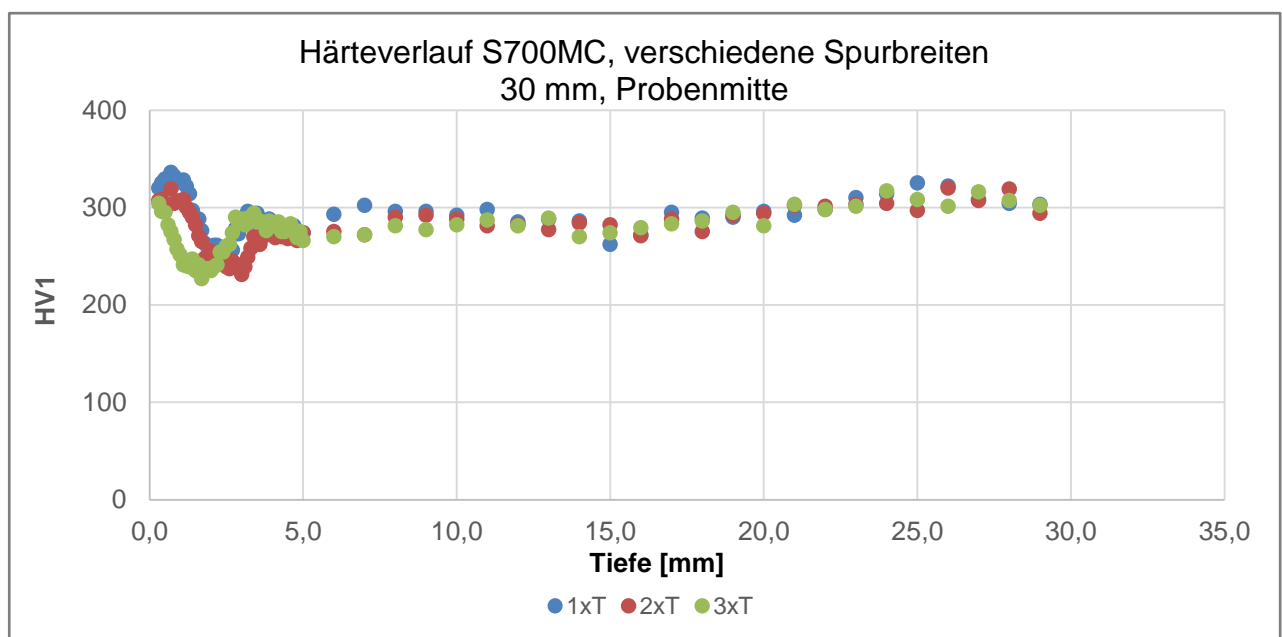


Abbildung 135: Härteverlauf S700MC, 30 mm Dicke, Probenmitte

Erkennbar ist, dass es bei den 30 mm dicken Proben im Vergleich zu den 12 mm dicken Proben zu einer höheren Aufhärtung im oberen Bereich der Wärmeeinflusszone kommt. Außerdem fallen die Härtewerte im Vergleich zu der 12 mm dicken Probe in den tieferen Bereichen der Wärmeeinflusszone auf unter 250 HV1 ab, um sich dann wieder auf das Niveau von 300 HV1 zu erhöhen. Dieses Verhalten der Härte kann man bei den 12 mm dicken Proben nicht feststellen. Der Härteanstieg an der Oberfläche ist nicht festzustellen; lediglich der Härteabfall unter der Oberfläche ist, wie bei den 30 mm dicken Proben, zu beobachten.

Der Werkstoff S700MC ist durch die durchgeführten Flammrichtverläufe wenig beeinflusst worden. Bis auf eine minimale oberflächennahe Kornvergrößerung ist bei diesem Werkstoff das im unbehandelten Werkstoff eingestellte Vergütungsgefüge aus Martensit und Bainit auch nach den Flammrichtversuchen erhalten geblieben. Dies zeigen auch die Ergebnisse

der mechanischen Eigenschaften, die sich gegenüber dem unbehandelten Proben fast nicht verändert haben.

(d) Metallographische Untersuchung der flammgerichteten Proben des Werkstoffs S960QL

Bild 132 stellt die Wärmeeinflusszone der 12 mm dicken Probe des Werkstoffes S960QL, flammgerichtet bei einer einfachen Spurbreite, also einer Breite von 12 mm, dar. Man kann erkennen, dass die maximale Tiefe der Wärmeeinflusszone bei 2,217 mm liegt.

Bild 133 zeigt den Makroschliff der flammgerichteten Probe gleichen Werkstoffs bei einer Flammrichtspurbreite von 2xT, also 24 mm Breite (makroskopische Aufnahme in der Probenmitte). Es ist ersichtlich, dass die WEZ gegenüber der einfachen Flammrichtspurbreite deutlich tiefer ihr Maximum fand, in diesem Fall bei 3,062 mm.

In Bild 134 ist mittels eines Makroschliffes die Tiefe der Wärmeeinflusszone des Werkstoffes S960QL mit einer Flammrichtspurbreite von 3xT aufgezeigt. Es konnte beobachtet werden, dass, erwartungsgemäß, die Tiefe der WEZ durch die erhöhte Wärmeeinbringung auf einen Wert von 4,21 mm zugenommen hat.

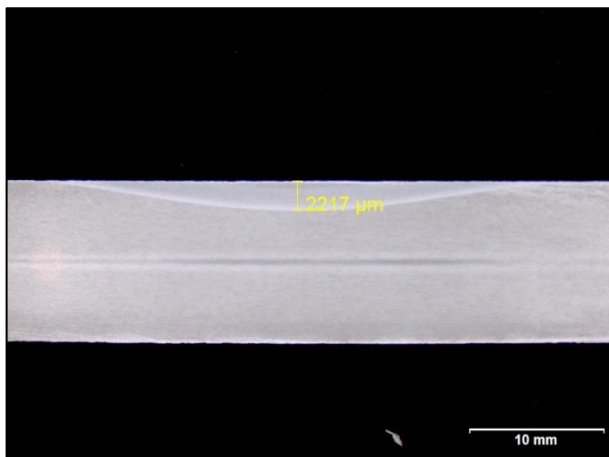


Bild 132: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmeeinflusszone, S960QL, 12 mm, Spurbreite 1xT

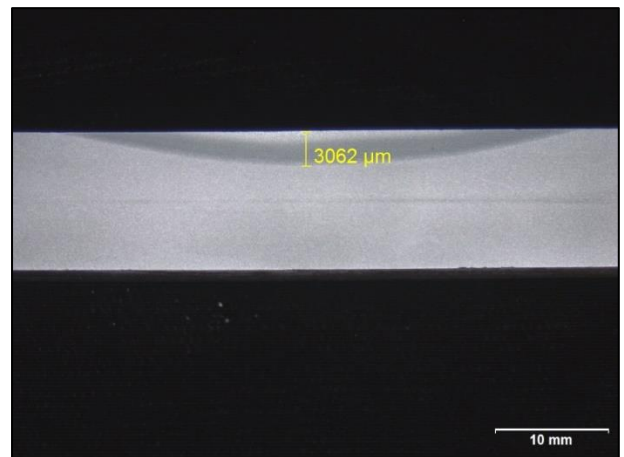


Bild 133: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmeeinflusszone, S960QL, 12 mm, Spurbreite 2xT

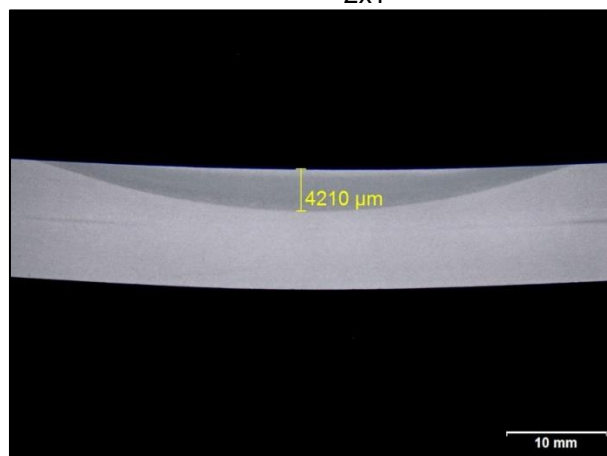


Bild 134: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmeeinflusszone, S960QL, 12 mm, Spurbreite 3xT

Bild 135 zeigt eine lichtmikroskopische Aufnahme der gleichen Probe (S960 QL, 1xT Spurbreite) in der Mitte der WEZ in einer Tiefe von 0,3 mm. Das gezeigte Gefüge ist vollständig

martensitisch. Daher kann davon ausgegangen werden, dass die Abkühlung an der Oberfläche so rasch erfolgte, dass sich das austenitisierte Gefüge zu einem martensitischen Gefüge umgewandelt hat.

Bei der Analyse der Probe in einer Tiefe von 1 mm wurden Martensit, Bainit und ausgelagerte Karbide identifiziert (Bild 136). Es konnte wahrgenommen werden, dass in dieser Tiefe die Abkühlung schon deutlich langsamer vorangeschritten sein musste, so dass sich als Zwischenstufe Bainit bildete und sich Karbide ausschieden.

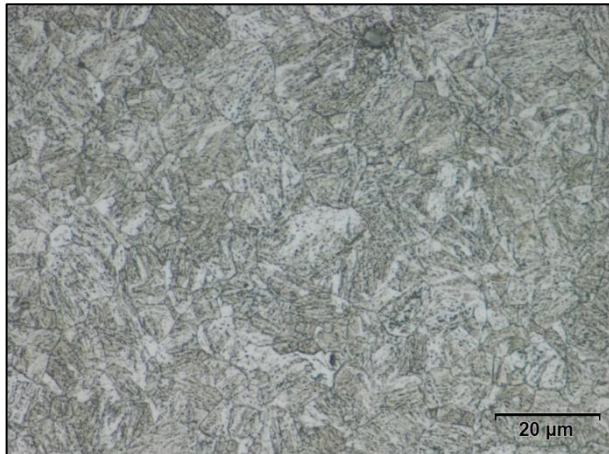


Bild 135: S960QL - 12 mm Dicke, Spurbreite 1xT, 0,3 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

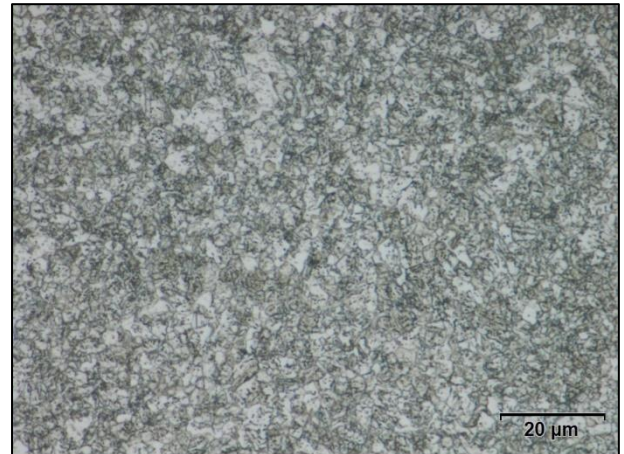


Bild 136: S960QL - 12 mm Dicke, Spurbreite 1xT, 1 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

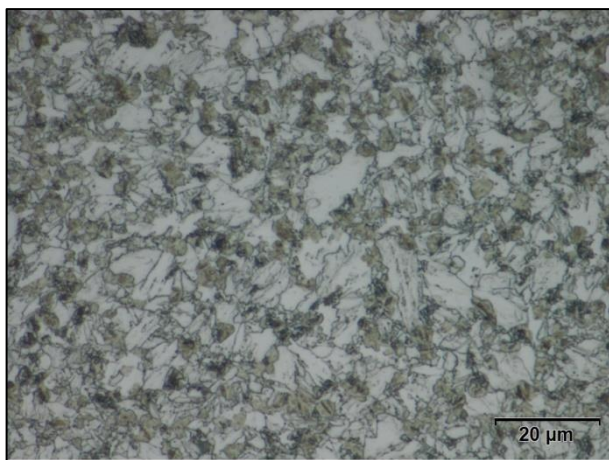


Bild 137: S960QL - 12 mm Dicke, Spurbreite 1xT, 2 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

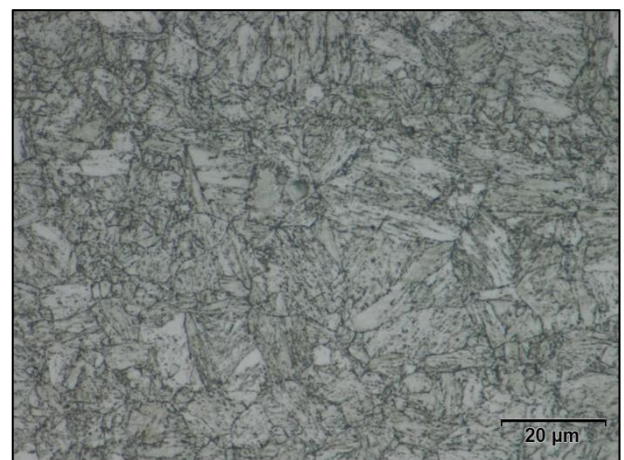


Bild 138: S960QL - 12 mm Dicke, Spurbreite 1xT, Kern
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

Bild 137 stellt das Gefüge in 2 mm Tiefe der Probe dar. Bei Betrachtung der mikroskopischen Aufnahmen wurde deutlich, dass die Abkühlung in dieser Tiefe nach dem Flammrichtprozess noch langsamer war, so dass sich neben der ausgeschiedenen Zwischenstufe Bainit und ausgeschiedenen Karbiden auch Ferrit und Perlit zu finden waren.

Der Kern, also die Probenmitte, zeigte sich durch die Wärmebehandlung (entstanden durch Flammrichten) nicht beeinflusst und bestand somit vollständig aus Vergütungsgefüge mit Bainit und Martensit (Bild 138).

Die Korngrößen stiegen von G=10 in 0,3 mm unter der Oberfläche auf G=13 in 1 mm Tiefe an. In einer Untersuchungstiefe von 2 mm vergrößerte sich das Korn auf G=12. Der außerhalb der WEZ liegende Kern wies eine Korngröße von G=11,5 auf.

Die Bilder 139 und 140 zeigen die Gefügestände der Probe gleichen Werkstoffs (S960 QL, 12 mm Blechdicke), flammgerichtet mit einer Spurbreite von 24 mm (2xT) in der Mitte der WEZ in einer Tiefe von 0,3 mm und 1 mm. Bei beiden diesen Tiefen der Wärmeeinflusszone lag ein reines Vergütungsgefüge mit Martensit und Bainit vor.

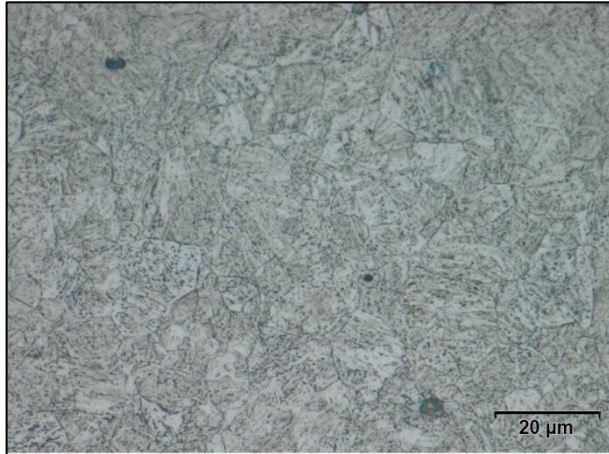


Bild 139: S960QL - 12 mm Dicke, Spurbreite 2xT, 0,3 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

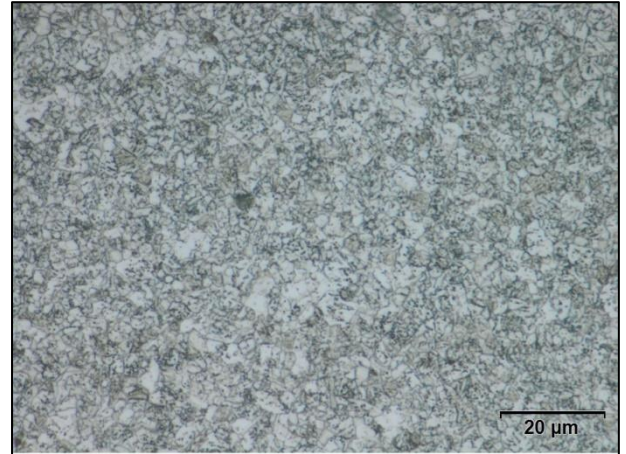


Bild 140: S960QL - 12 mm Dicke, Spurbreite 2xT, 1 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

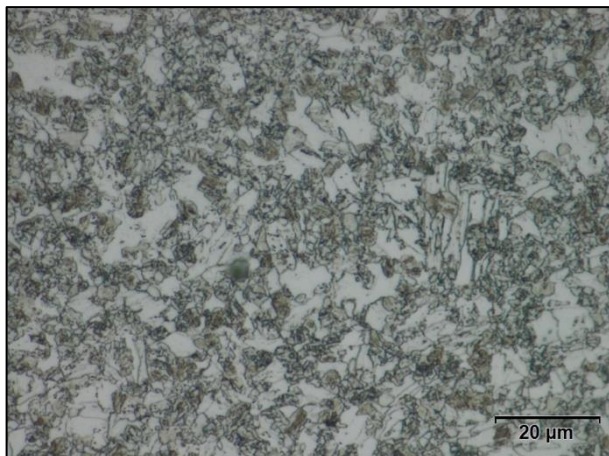


Bild 141: S960QL - 12 mm Dicke, Spurbreite 2xT, 2 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

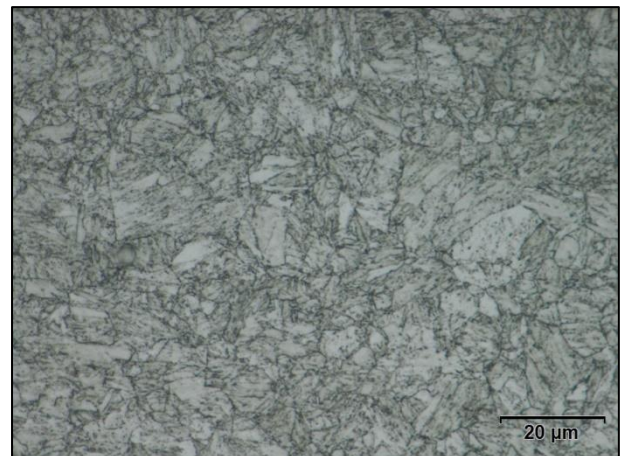


Bild 142: S960QL - 12 mm Dicke, Spurbreite 2xT, Kern
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

Die lichtmikroskopische Aufnahme in Bild 141 stellt die Gefüge des Materials bei einer Tiefe von 2 mm dar. Hier wurden Gefüge bestehend aus Bainit, Martensit und ausgeschiedenen Karbiden identifiziert. In diesem Bereich waren die Abkühlungsgeschwindigkeiten offenbar deutlich geringer als in der Tiefe von 0,3 mm und 1 mm, sodass genügend Zeit für die Ausscheidung von Karbiden vorhanden war.

Die Gefüge im Kern der Probe zeigten erneut ein 100%iges Vergütungsgefüge aus Martensit und Bainit (Bild 142). Aufgrund der Makroschliffe konnte wahrgenommen werden, dass dieser Bereich außerhalb der WEZ lag und wärmetechnisch nicht beeinflusst wurde.

Die Gefügebrauchungen der flammgerichteten Proben des Werkstoffes S960QL mit einer Spurbreite von 3xT in den Tiefen von 0,3 mm, 1 mm, 2 mm und im Kern sind in Bild 143 bis 146 dargestellt.

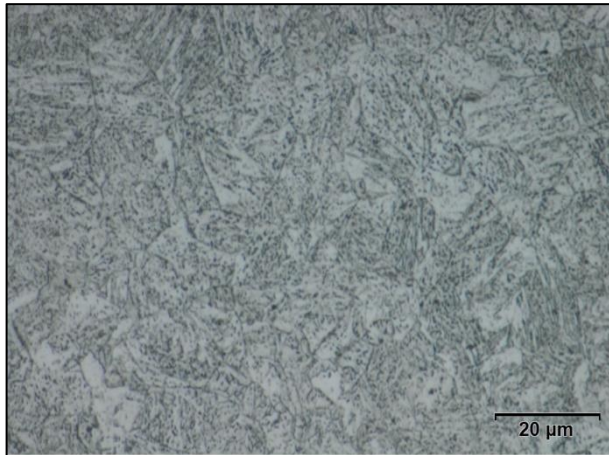


Bild 143: S960QL - 12 mm Dicke, Spurbreite 3xT, 0,3 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

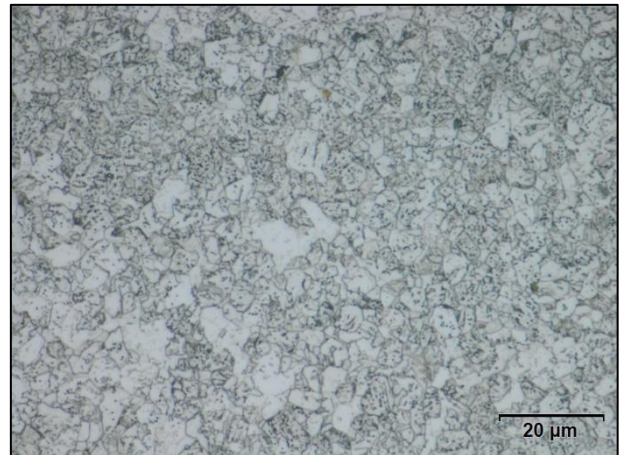


Bild 144: S960QL - 12 mm Dicke, Spurbreite 3xT, 1 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

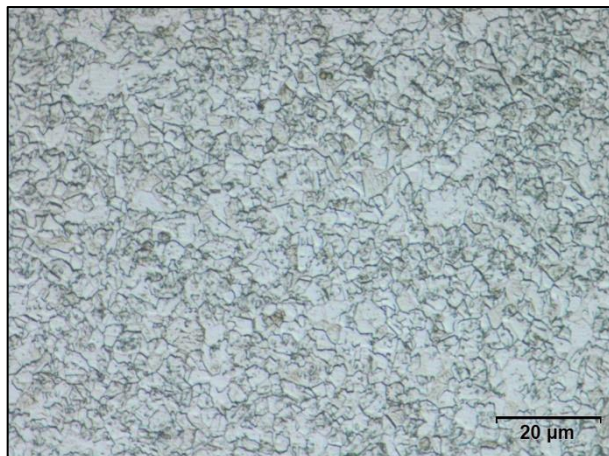


Bild 145: S960QL - 12 mm Dicke, Spurbreite 3xT, 2 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

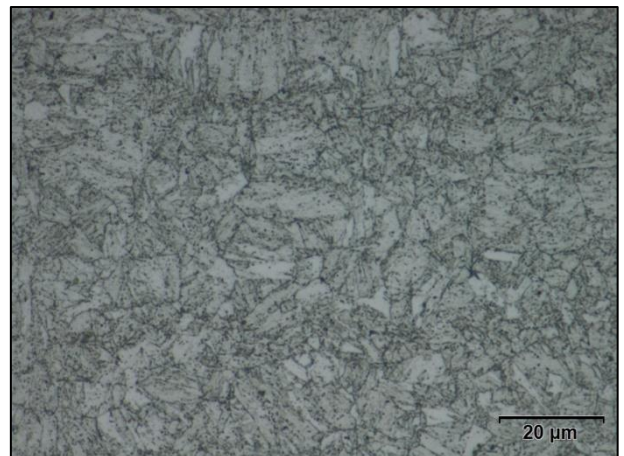


Bild 146: S960QL - 12 mm Dicke, Spurbreite 3xT, Kern
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

Während in 0,3 mm Tiefe ein reines Vergütungsgefüge (Martensit und Bainit) vorlag, ist bereits in 1 mm Tiefe deutlich zu erkennen, dass hier die Zwischenstufe Bainit, ausgelagerte Karbide, Ferrit und Martensit entstanden sind.

Durch die erhöhte Wärmeeinbringung durch die Flammrichtspurbreite von 3xT des Flammrichtvorganges kann man interpretieren, dass die Abkühlungsgeschwindigkeiten in dieser Tiefe der 30 mm dicken Proben langsamer waren, dass sich diese Gefügestrukturen ausgebildet haben.

Bei der Analyse der Proben bei einer Tiefe von 2 mm wurde festgestellt, dass sich neben den Gefügestrukturen Bainit, Karbide, Ferrit und Martensit zusätzlich Perlit ausgebildet hat.

Es ist davon auszugehen, dass hier die Abkühlung langsamer war, dass sich perlitische Strukturen gebildet haben. Im Kern der Probe fand sich erneut ein vollständiges Vergütungsgefüge aus Bainit und Martensit, da dieser Bereich außerhalb der Wärmeeinflusszone lag.

Die Entwicklung der Korngrößen nach den unterschiedlichen Flammrichtvorgängen bei den Proben aus dem Werkstoff S960QL mit einer Dicke von 12 mm ist in Abbildung 136 dargestellt.

Bei diesem Werkstoff trat bei allen Flammrichtvorgängen in den unterschiedlichen Spurbreiten und in allen untersuchten Tiefen eine Verkleinerung der Korngrößen gegenüber dem unbehandelten Werkstoff ein. Die an den anderen Werkstoffen festgestellte Vergrößerung der Körner im oberflächennahen Bereich und anschließender Kornfeinung in den tieferen untersuchten Gefügen konnten bei diesem Werkstoff mit 12 mm Dicke nicht festgestellt werden.

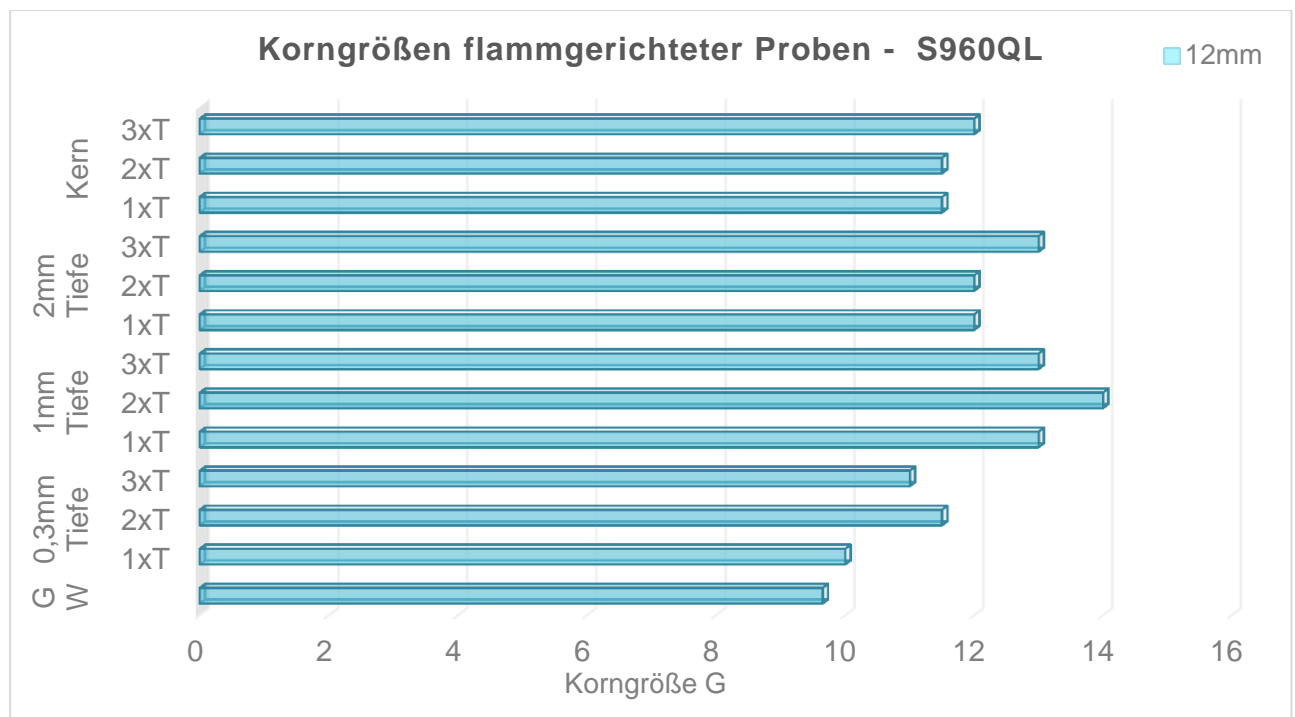


Abbildung 136: Korngrößen des Werkstoffes S960QL in 12 mm Dicke

Legende: GW = unbehandelte Proben der Stahlsorte S960QL

Bild 147 zeigt die makroskopische Aufnahme der 30 mm dicken Probe des Werkstoffes S960QL bei einer Flammrichtspurbreite von 1xT, also 30 mm. Die Tiefe der Wärmeeinflusszone lag bei 2,4 mm. Im Vergleich mit der 12 mm dicken Probe gleichen Werkstoffes ist die Wärmeeinflusszone nur 0,18 mm tiefer.

In Bild 148 ist die Tiefe der Wärmeeinflusszone des Werkstoffes S960QL bei einer Spurbreite von 2xT (also 60 mm) aufgezeigt. Trotz einer Verdopplung der Spurbreite wuchs die Tiefe der WEZ nur um 0,26 mm an. Es ist ersichtlich, dass die Tiefe der Wärmeeinflusszone dieser Probe im Vergleich mit der 12 mm dicken Probe und auch einer doppelten Spurbreite (3,062 mm) deutlich flacher, nämlich 0,4 mm, ist.

Die makroskopische Aufnahme der 30 mm dickeren Proben, flammgerichtet bei einer Spurbreite von 90mm (3xT) stellt dar, dass die Tiefe der Wärmeeinflusszone dieser Probe mit einem Messwert von 2,4 mm, genauso groß ist, wie die Tiefe der WEZ bei einer einfachen Spurbreite (Bild 143). Im Vergleich mit der 12 mm dicken Probe, flammgerichtet bei einer

dreifachen Spurbreite, bei der die Tiefe mit 4,21 mm gemessen wurde, zeigte sich die WEZ 1,55 mm flacher.

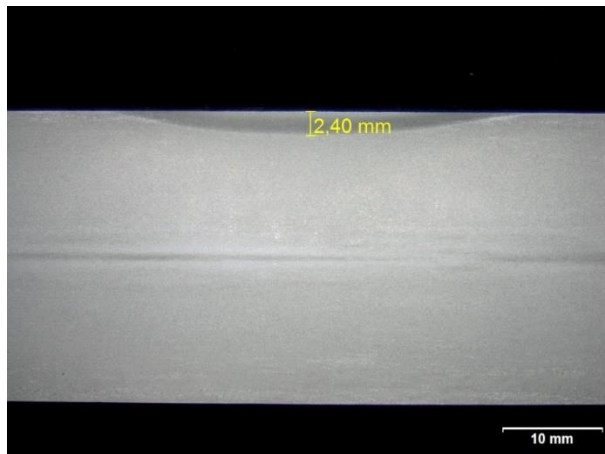


Bild 147: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmeeinflusszone, S960QL, 30 mm, Spurbreite 1xT

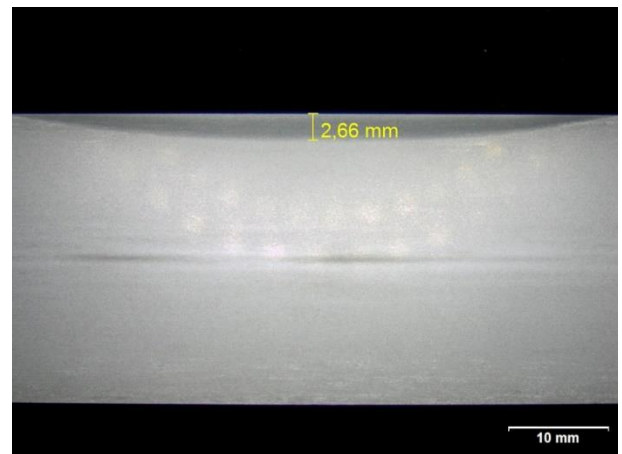


Bild 148: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmeeinflusszone, S960QL, 30 mm, Spurbreite 2xT

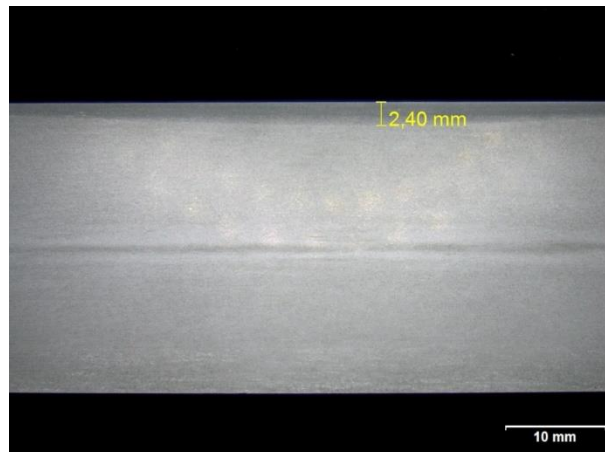


Bild 149: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmeeinflusszone, S960QL, 30 mm, Spurbreite 3xT

Die Gefügaufnahmen der 30 mm dicken Proben des Werkstoffs S960QL, flammgerichtet bei einer einfachen Spurbreite von 30 mm (1xT), sind in Bild 150 bis Bild 153 dargestellt.

In einer Tiefe von 0,3 mm und 1 mm zeigen die untersuchten Proben Bainit und Martensit auf. In 2 mm Tiefe ist neben Bainit und Martensit ein geringer Anteil an Ferrit entstanden. Der Kern, als Bereich außerhalb der Wärmeeinflusszone, zeigte ein Vergütungsgefüge bestehend aus Bainit und Martensit.

Die Korngröße stieg von $G=10,5$ in 0,3 mm Tiefe auf $G=13,5$ in 1 mm Tiefe an. In einer Tiefe von 2 mm sank der Korndurchmesser auf $G=12$ und im Kern lag die gemessene Korngröße bei $G=11$.

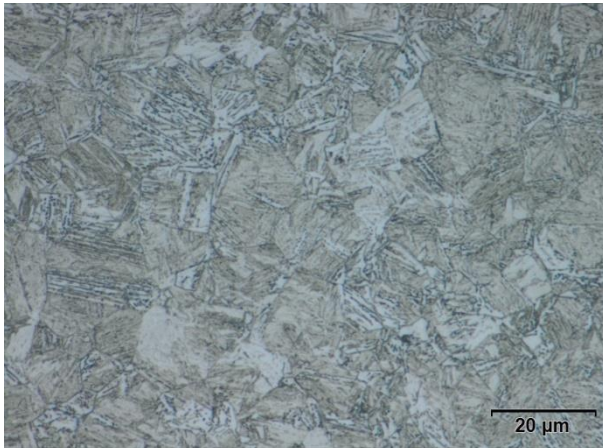


Bild 150: S960QL - 30 mm Dicke, Spurbreite 1xT, 0,3 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

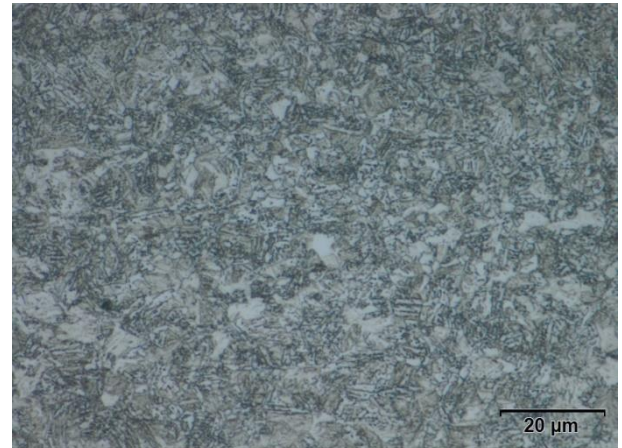


Bild 151: S960QL - 30 mm Dicke, Spurbreite 1xT, 1 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

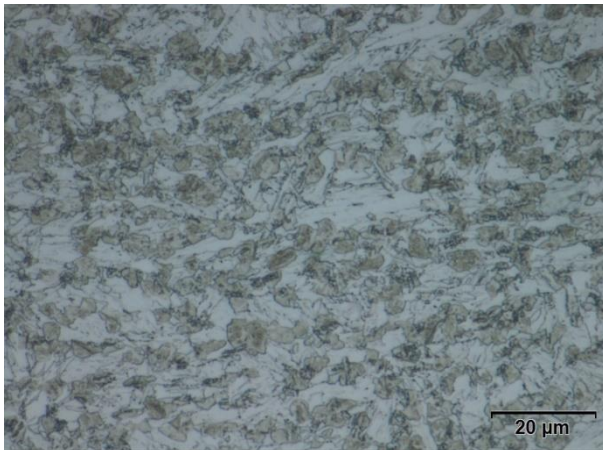


Bild 152: S960QL - 30 mm Dicke, Spurbreite 1xT, 2 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

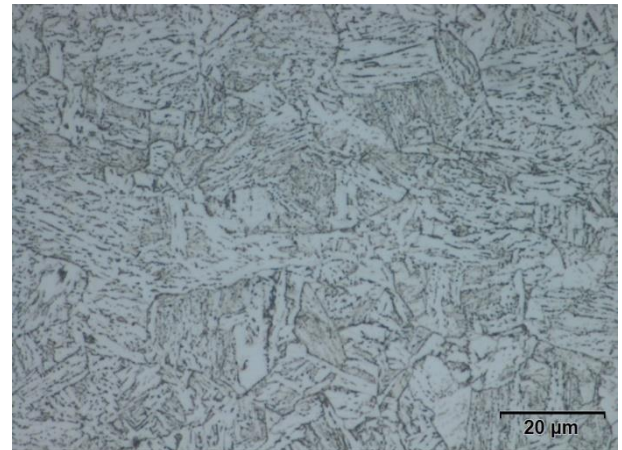


Bild 153: S960QL - 30 mm Dicke, Spurbreite 1xT, Kern
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

Die Bilder 154 bis 157 zeigen die lichtmikroskopischen Aufnahmen der 30 mm dicken Proben des Werkstoffs S960QL flammgerichtet bei einer Spurbreite von 2xT.

Man erkennt, dass sich in einer Tiefe von 0,3 mm bis 2 mm Martensit und Bainit gebildet haben, wobei in einer Tiefe von 2 mm noch geringe Anteile von Ferrit zu finden sind.

Im Kern, der nicht wärmebeeinflusst wurde, fand man 100% Vergütungsgefüge aus Bainit und Martensit. Die Korngrößen schwanken zwischen $G=9,5$ in 0,3 mm Tiefe und $G=13$ in 1 mm und 2 mm Tiefe. Die Korngröße im Kern betrug $G=11$.

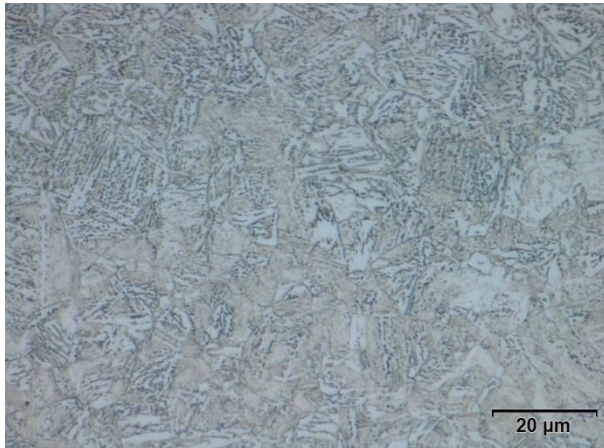


Bild 154: S960QL - 30 mm Dicke, Spurbreite 2xT, 0,3 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

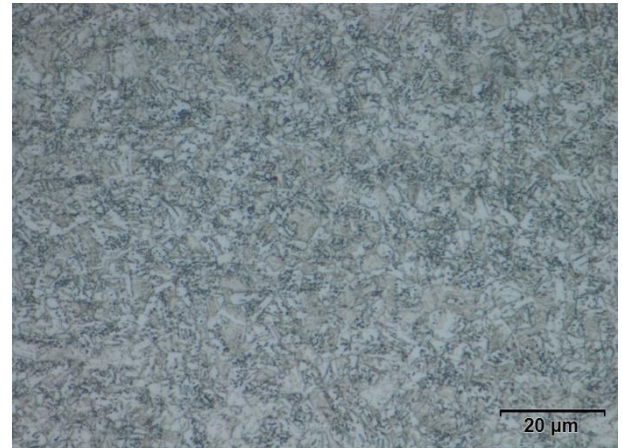


Bild 155: S960QL - 30mm Dicke, Spurbreite 2xT, 1 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

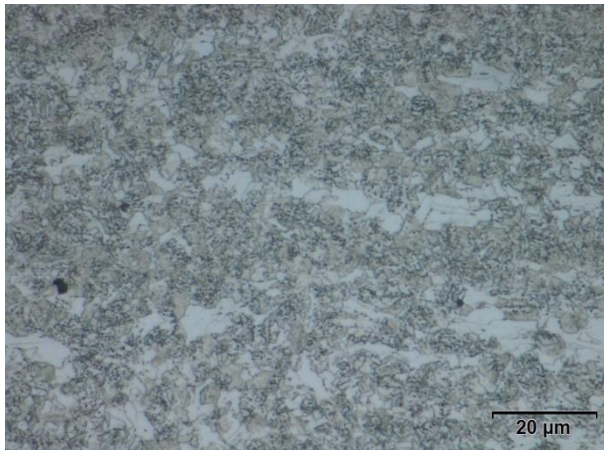


Bild 156: S960QL - 30 mm Dicke, Spurbreite 2xT, 2 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

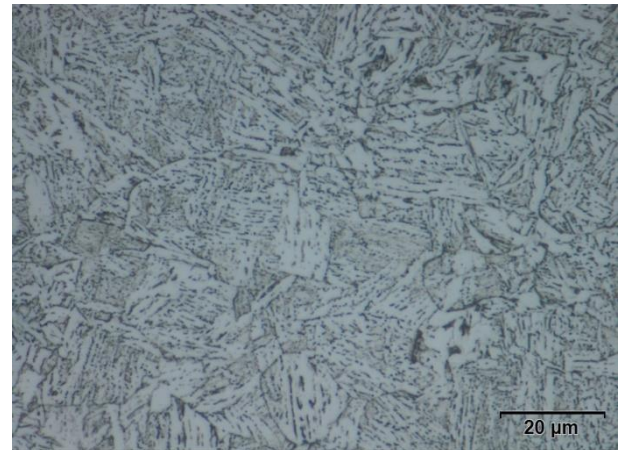


Bild 157: S960QL - 30 mm Dicke, Spurbreite 2xT, Kern
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

Bild 158 bis Bild 161 stellen die Gefügestände in den verschiedenen untersuchten Tiefen der 30 mm dicken Proben des Werkstoffes S960QL, flammgerichtet bei einer Spurbreite von 90mm (3xT) dar.

Die untersuchten Proben zeigten in einer Tiefe von 0,3 mm und 1 mm unter der Oberfläche in der WEZ ein Gefüge bestehend aus Martensit und Bainit auf.

In einer Tiefe von 2 mm fanden sich neben Martensit und Bainit auch ein geringer Anteil von Ferrit, sowie ausgeschiedene Karbide, der Kern besteht aus reinem Vergütungsgefüge mit Martensit und Bainit. Die gemessene Korngröße betrug in allen untersuchten Tiefen G=11.

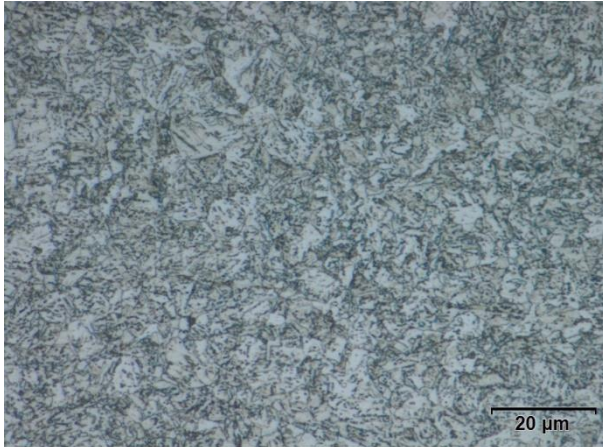


Bild 158: S960QL - 30 mm Dicke, Spurbreite 3xT, 0,3 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

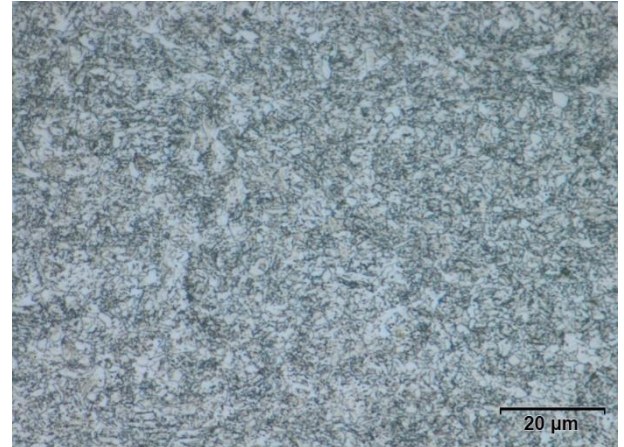


Bild 159: S960QL – 30 mm Dicke, Spurbreite 3xT, 1 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

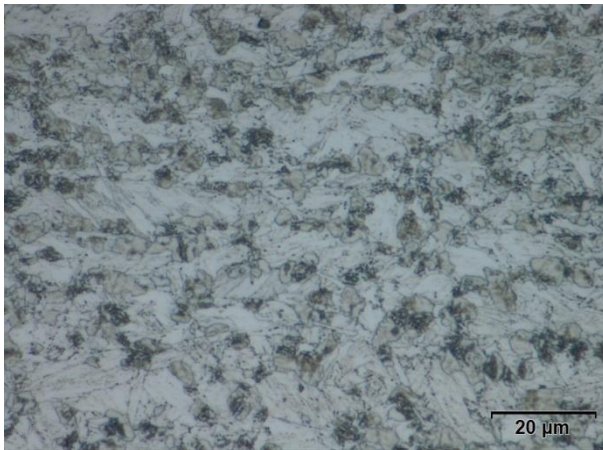


Bild 160: S960QL - 30 mm Dicke, Spurbreite 3xT, 2 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

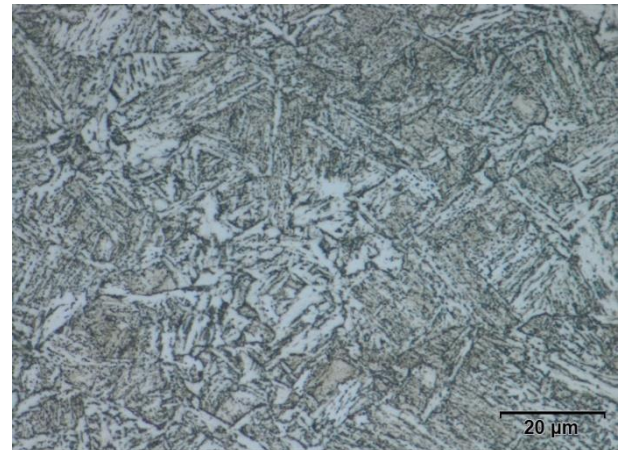


Bild 161: S960QL - 30 mm Dicke, Spurbreite 3xT, Kern
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

Die Korngrößen der flammgerichteten Proben des Werkstoffes S960QL in 12 mm Dicke sind in Abbildung 137 dargestellt. Ersichtlich ist, dass die Körner nur bei einer Spurbreite von 2xT in einer untersuchten Tiefe von 0,3 mm unter der Oberfläche geringfügig gröber als die des unbehandelten Werkstoffes sind.

Alle anderen Untersuchungen der Korngrößen in den einzelnen Tiefen bei den verschiedenen Flammrichtspurbreiten zeigten ein feineres Korn als die Korngröße des unbehandelten Werkstoffes.

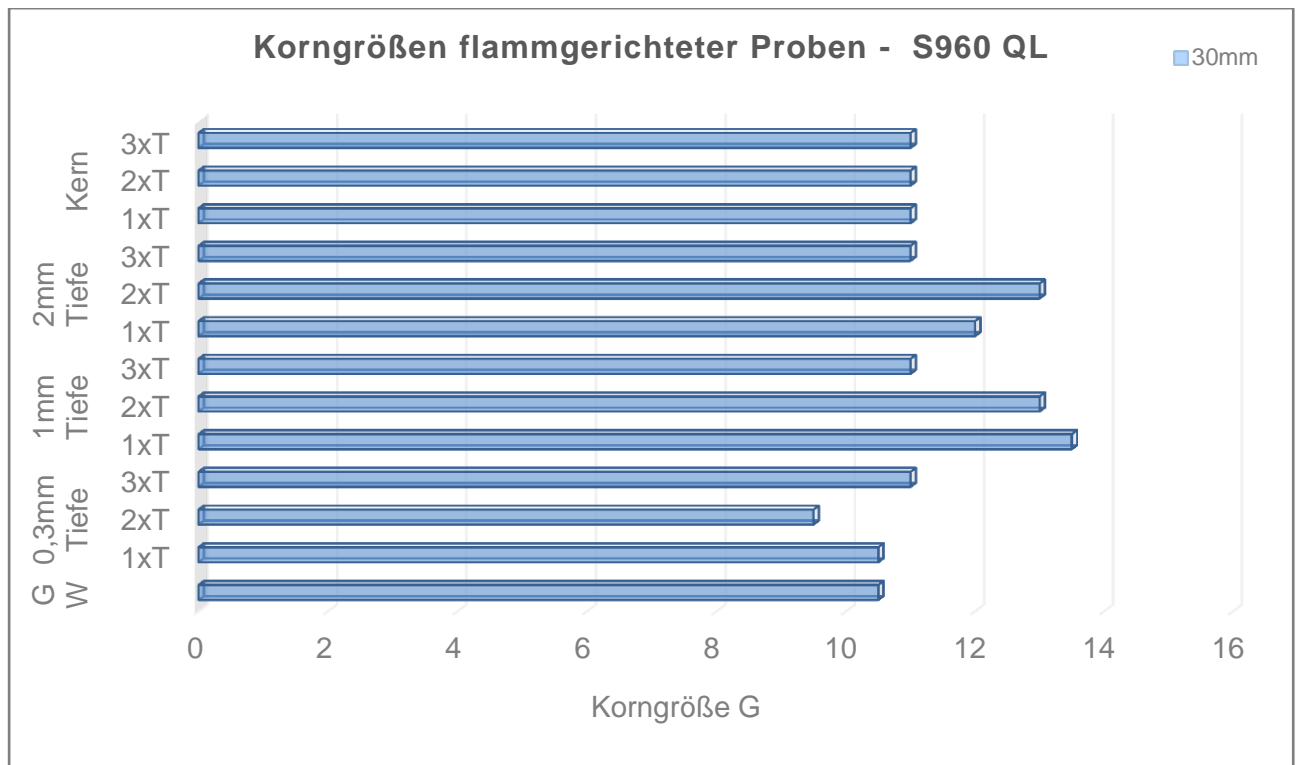


Abbildung 137: Korngrößen des Werkstoffes S960QL in 30 mm Dicke

Legende: GW = unbehandelte Proben der Stahlsorte S960QL

Abbildung 138 und Abbildung 139 zeigen den Einfluss der drei verschiedenen Flammspurbreiten auf den Härteverlauf HV1 der Proben im Werkstoff S960QL bei den Probendicken von 12 mm und 30 mm.

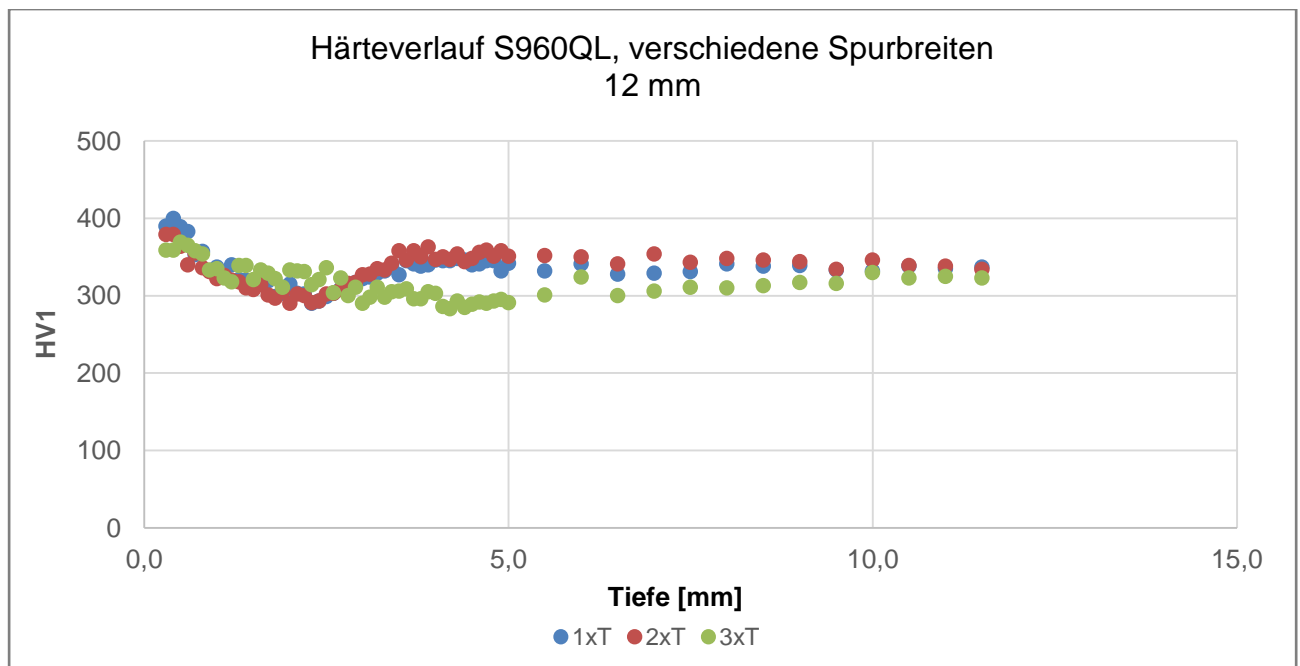


Abbildung 138: Härteverlauf S960QL, 12 mm Dicke, Probenmitte

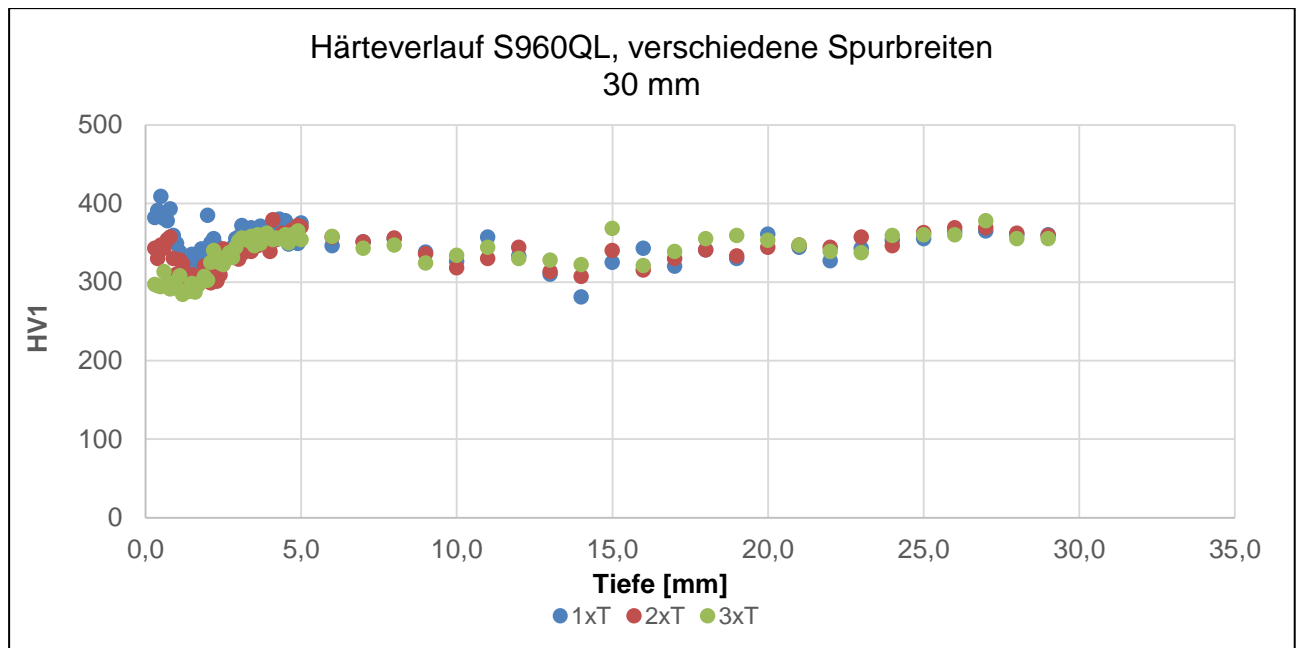


Abbildung 139: Härteverlauf S960QL, 30 mm Dicke, Probenmitte

Ersichtlich ist, dass die Flammrichtspurbreiten der 12 mm dicken Proben bei einer Spurbreite von 1xT und von 2xT ähnliche Verläufe aufweisen, d.h. die Härtewerte erholten sich zum gleichen Zeitpunkt nach Durchschreiten des Minimums am Ende der WEZ.

Bei einer 3xT Flammrichtspurbreite bleiben die Werte weiterhin auf einem Niveau unterhalb der anderen zwei Flammrichtspurbreiten und verbleiben selbst ab einer 10 mm Tiefe, also außerhalb der WEZ, unter diesen Werten.

Die dargestellten Kurven der Abbildung 133 bestätigen den Abfall der im Zug- und Kerbschlagbiegeversuch gemessenen Werte bei der Flammrichtspurbreite von 3xT.

Bei den 30 mm dicken Proben zeigt sich im oberflächennahen Bereich der WEZ ein deutliches Absinken der Härtewerte, die mit zunehmender Spurbreite stärker ausgeprägt vorliegen. Bei der einfachen Spurbreite kam es oberflächennah zu großen Aufhärtungen in der WEZ. Auch bei den zwei- und dreifachen Spurbreiten wurde oberflächennah ein Härteanstieg im Vergleich mit dem nicht wärmebeeinflussten Werkstoff beobachtet.

Im Bereich von 1 mm bis 2 mm unter der Oberfläche fielen die Härtewerte deutlich bei allen Proben ab, erreichten jedoch am Ende der Wärmeeinflusszone bei allen Spurbreiten die Härtewerte des nicht wärmebeeinflussten Werkstoffes.

Die Gefügeuntersuchungen bestätigen den Abfall der Streckgrenzenwerte und Kerbschlagzähigkeiten bei den 12 mm dicken Proben und dreifacher Flammrichtbreite. Durch das Auflösen des Vergütungsgefüges und der Bildung von Ferrit, Bainit, Perlit und ausgeschiedenen Karbiden in der WEZ kommt es zu einem Abfall der mechanischen Eigenschaften.

(e) Metallographische Untersuchung der flammgerichteten Proben des Werkstoffs S1100QL

Bild 162 zeigt die makroskopische Aufnahme der 12 mm dicken Probe des Werkstoffes S1100QL, flammgerichtet mit einer einfachen Spurbreite. Das Maximum der Wärmeeinflusszone bei dieser Probe befand sich in einer Tiefe von 1,826 mm.

Bild 163 stellt den Makroschliff der flammgerichteten Probe des gleichen Werkstoffes bei einer Flammrichtspurbreite von 2xT, also 24 mm Breite dar. Es ist zu beobachten, dass die Tiefe

der WEZ bei dieser Probe durch die erhöhte Wärmeeinbringung auf 2,727 mm angewachsen war.

Der Makroschliff in Bild 164 bildet die Tiefe der WEZ des Werkstoffes S1100QL nach Flammrichten mit einer Spurbreite von 3xT, also 36 mm ab. Es ist ersichtlich, dass die WEZ gegenüber der einfachen Flammrichtspurbreite deutlich angewachsen war, in diesem Fall auf 4,99 mm.

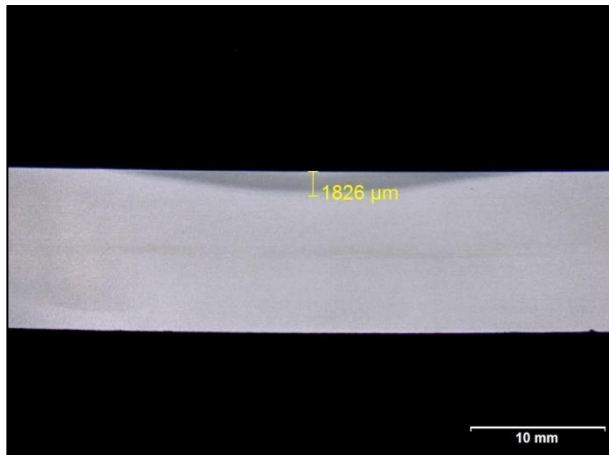


Bild 162: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmeeinflusszone, S1100QL, 12 mm, Spurbreite 1xT

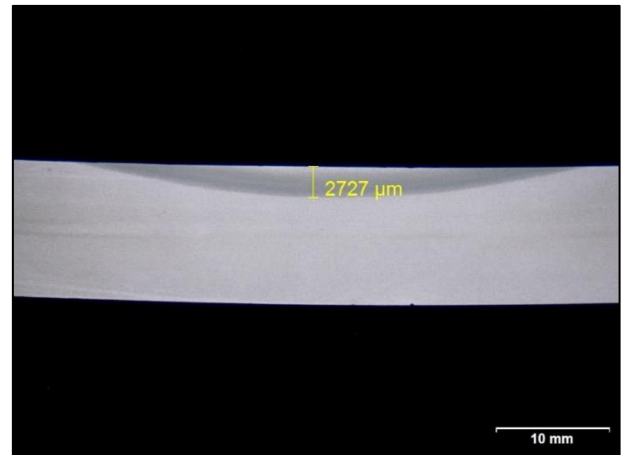


Bild 163: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmeeinflusszone, S1100QL, 12 mm, Spurbreite 2xT

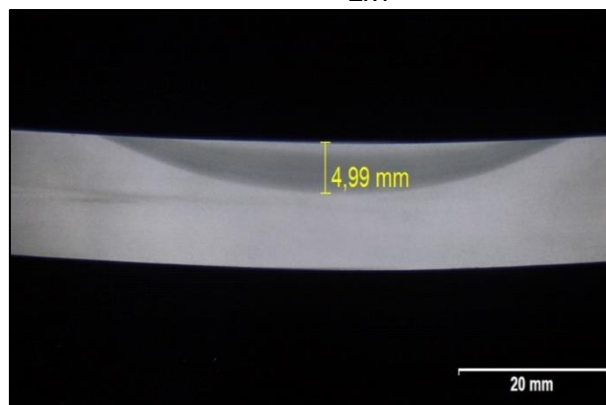


Bild 164: Makroskopische Aufnahme: Tiefe der Wärmeeinflusszone, S1100QL, 12 mm, Spurbreite 3xT

Die näheren Untersuchungen der vorliegenden Gefügestrukturen in den Tiefen von 0,3 mm, 1 mm, 2 mm und im Kern der Proben des Werkstoffes S1100QL mit einer Flammrichtspurbreite von 1xT zeigen, dass in allen untersuchten Tiefen der WEZ ein reines Vergütungsgefüge, bestehend aus Martensit und Bainit vorlag (siehe lichtmikroskopische Aufnahmen in Bild 165 bis Bild 168).

Die durchgeführten Flammrichtversuche mit einer Spurbreite von 1xT führten in diesem Fall zu keiner sichtbaren Gefügeveränderungen in den verschiedenen Untersuchungstiefen.

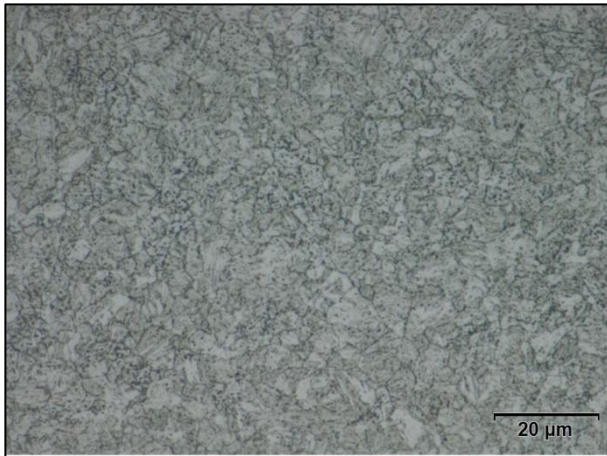


Bild 165: S1100 QL - 12 mm Dicke, Spurbreite 1xT, 0,3 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

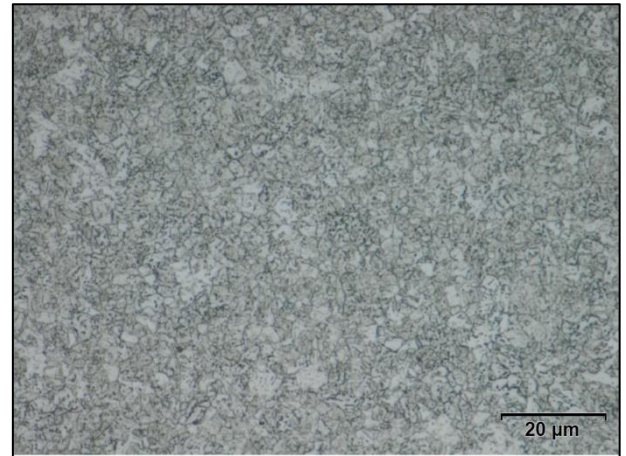


Bild 166: S1100QL - 12 mm Dicke, Spurbreite 1xT, 1 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

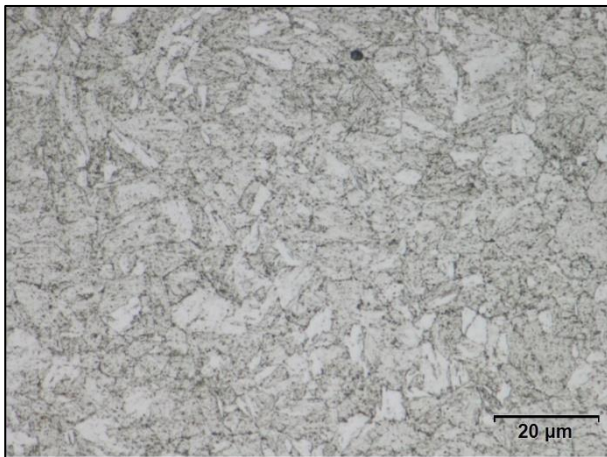


Bild 167: S1100QL - 12 mm Dicke, Spurbreite 1xT, 2 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

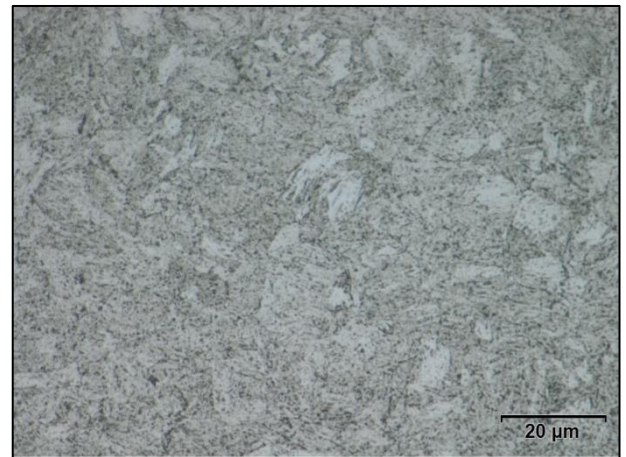


Bild 168: S1100QL - 12 mm Dicke, Spurbreite 1xT, Kern
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

Die Bilder 169 bis 172 zeigen die vorliegenden Gefüge in den verschiedenen Tiefen des Werkstoffs S1100QL, nach Flammrichten mit einer Spurbreite von 2xT.

Bei dieser Flammrichtspurbreite veränderte sich das Gefüge bis zur untersuchten Tiefe von 1 mm unter der Oberfläche nicht. Das Gefüge bestand vollständig aus Vergütungsgefüge.

Erst in einer Tiefe von 2 mm wurden Bainit, ausgelagerte Karbide, Ferrit und Martensit identifiziert. In dieser Tiefe musste die Abkühlungsgeschwindigkeit die kritische Größe zur Gefügewandlung unterschritten haben, so dass sich diese Gefügestände ausbilden konnten.

Im Kern, der nicht wärmebeeinflusst wurde, zeigte sich wiederum ein reines Vergütungsgefüge, bestehend aus Martensit und Bainit.

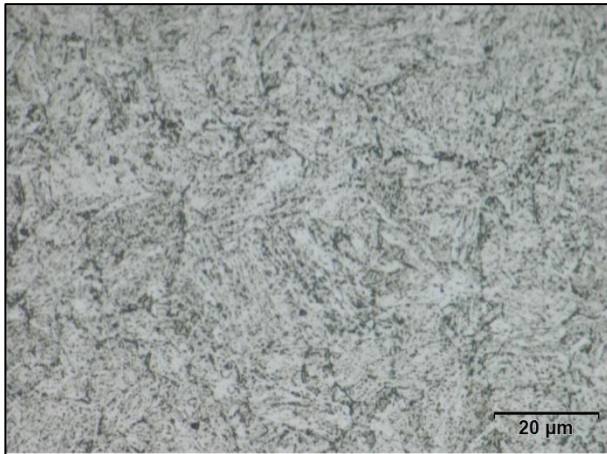


Bild 169: S1100QL - 12mm Dicke, Spurbreite 2xT, 0,3 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

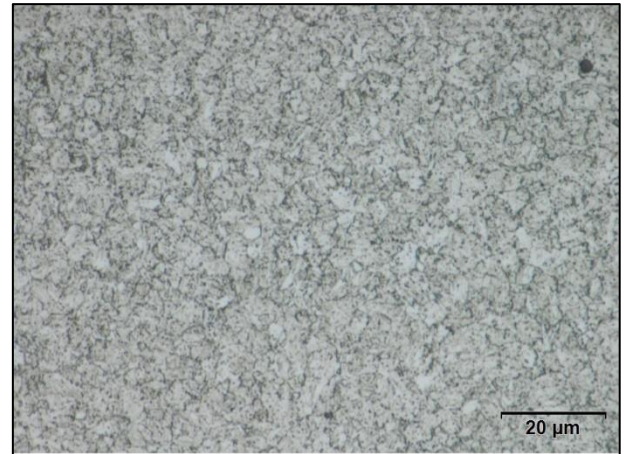


Bild 170: S1100QL - 12 mm Dicke, Spurbreite 2xT, 1 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

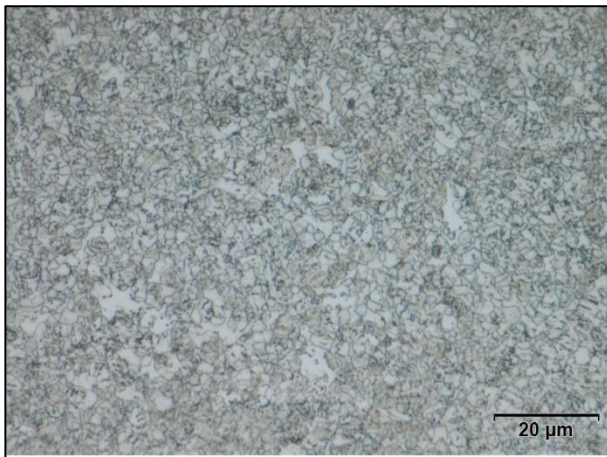


Bild 171: S1100QL - 12 mm Dicke, Spurbreite 2xT, 2 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

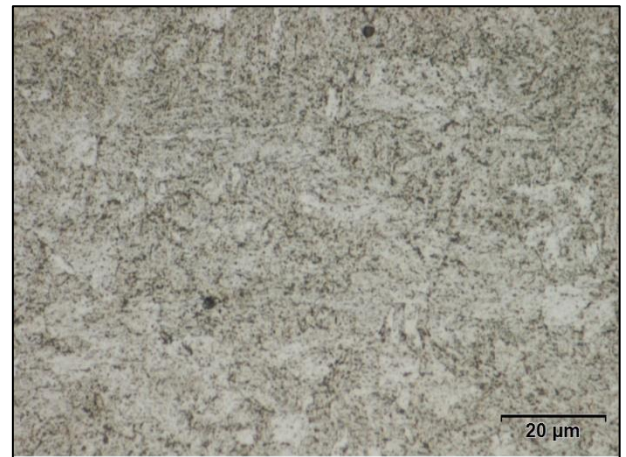


Bild 172: S1100QL - 12 mm Dicke, Spurbreite 2xT, Kern
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

Die lichtmikroskopischen Aufnahmen in Bild 173 bis 176 stellen die Gefüge dieses Werkstoffs nach dem Flammrichten mit einer Spurbreite von 3xT in den Tiefen von 0,3 mm, 1 mm, 2 mm und dem Kern dar.

In den untersuchten Tiefen der Wärmeeinflusszone von 0,3 mm, 1 mm und 2 mm sowie im Kern der Probe zeigte sich ein Vergütungsgefüge aus Martensit und Bainit ohne Anteile von Ferrit, Perlit oder ausgelagerten Karbiden.

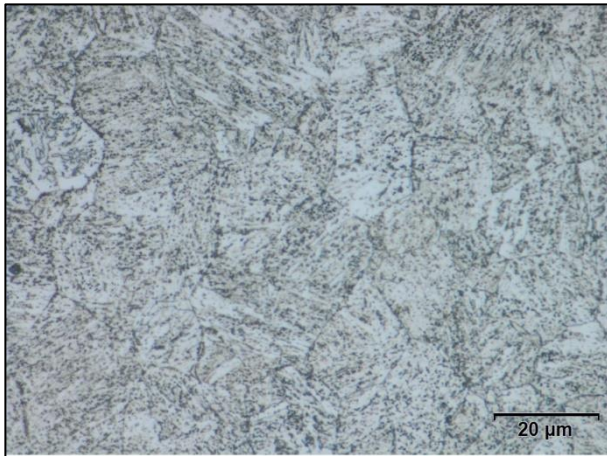


Bild 173: S1100QL - 12 mm Dicke, Spurbreite 3xT, 0,3 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

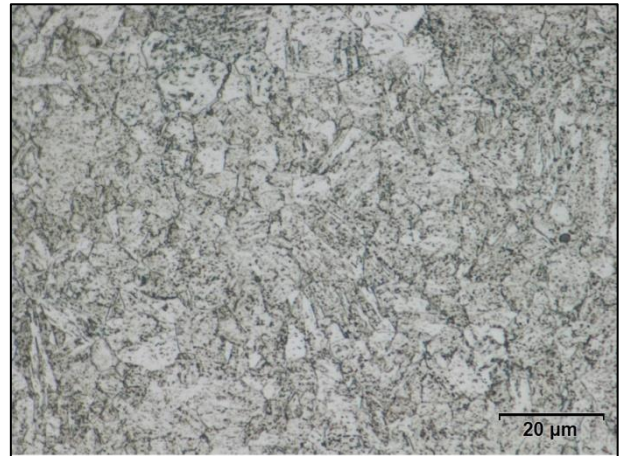


Bild 174: S1100QL - 12 mm Dicke, Spurbreite 3xT, 1 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

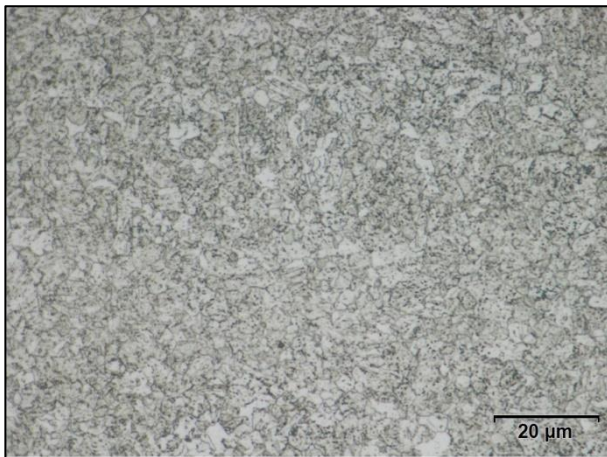


Bild 175: S1100QL - 12 mm Dicke, Spurbreite 3xT, 2 mm unter der Oberfläche
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

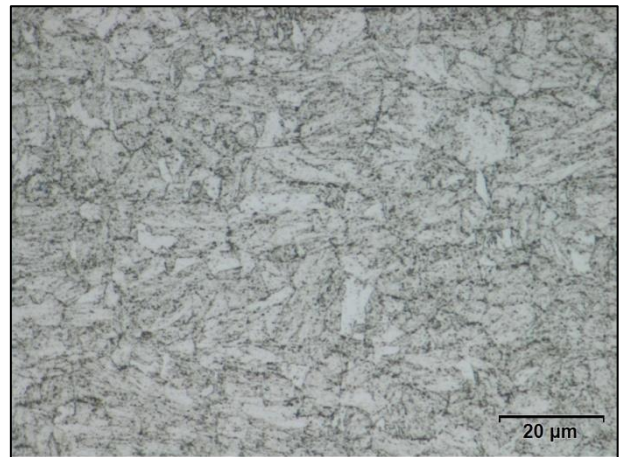


Bild 176: S1100QL - 12 mm Dicke, Spurbreite 3xT, Kern
Lichtmikroskopische Aufnahme - 1000fache Vergrößerung, Ätzmittel: alkoholische Salpetersäure

Die Korngrößen der flammgerichteten Proben, im Vergleich zum Grundwerkstoff, zeigt die Abbildung 140. Gegenüber dem Grundwerkstoff kommt es bei allen Flammrichtvorgängen zu einer Kornfeinung, die sich bis außerhalb der WEZ (im Kern) durchsetzt.

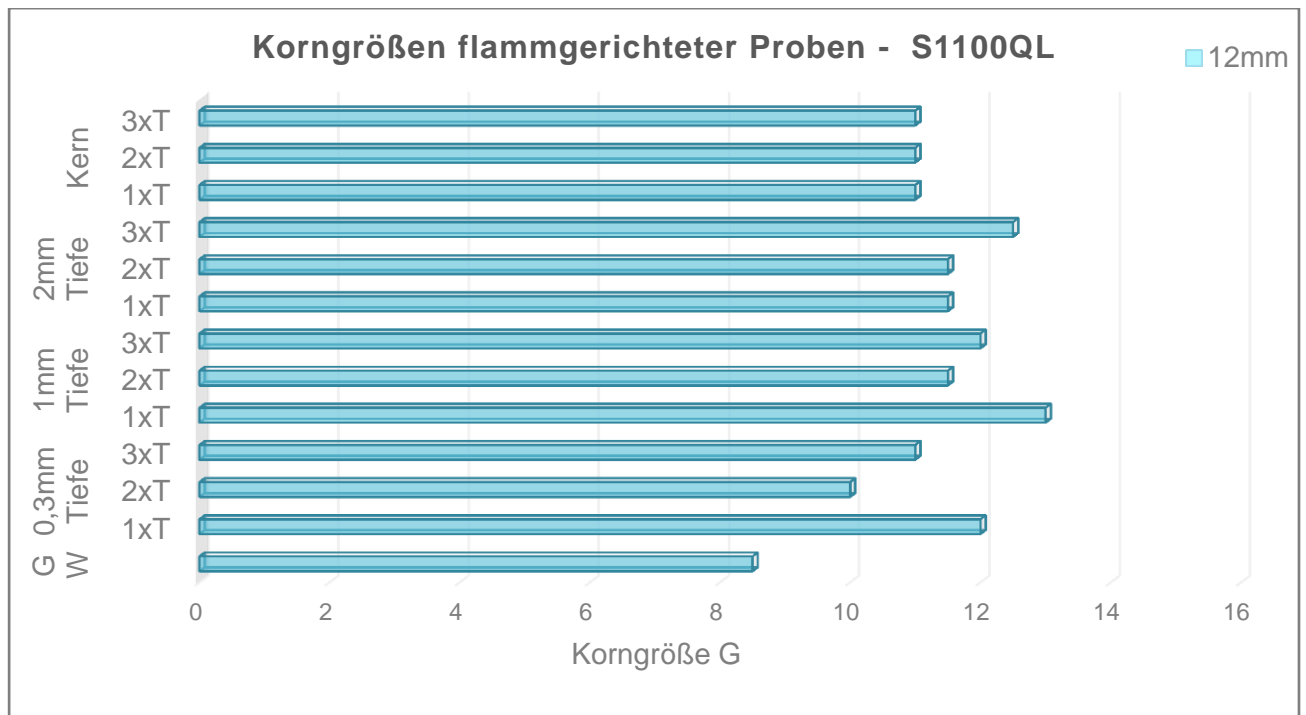


Abbildung 140: Korngrößen des Werkstoffes S1100QL in 12 mm Dicke

Legende: GW = unbehandelte Proben der Stahlsorte S1100QL

Die Abbildung 141 zeigt die Härteverläufe HV1 des Werkstoffes S1100QL in der jeweiligen Probenmitte bei den drei verschiedenen Flammrichtbreiten.

Daraus wird ersichtlich, dass sich bei einer Spurbreite von 1xT und 2xT die Härte des Werkstoffes nach dem Durchschreiten des Minimums am Ende der WEZ wieder auf die Härtewerte des Grundwerkstoffes erholte. Bei einer Erwärmung mit einer Spurbreite von 3xT gab es keine Erholung der Härtewerte auf das Niveau der anderen Flammrichtspurbreiten, obwohl das Gefüge außerhalb der WEZ ein reines Vergütungsgefüge mit Martensit und Bainit aufwies.

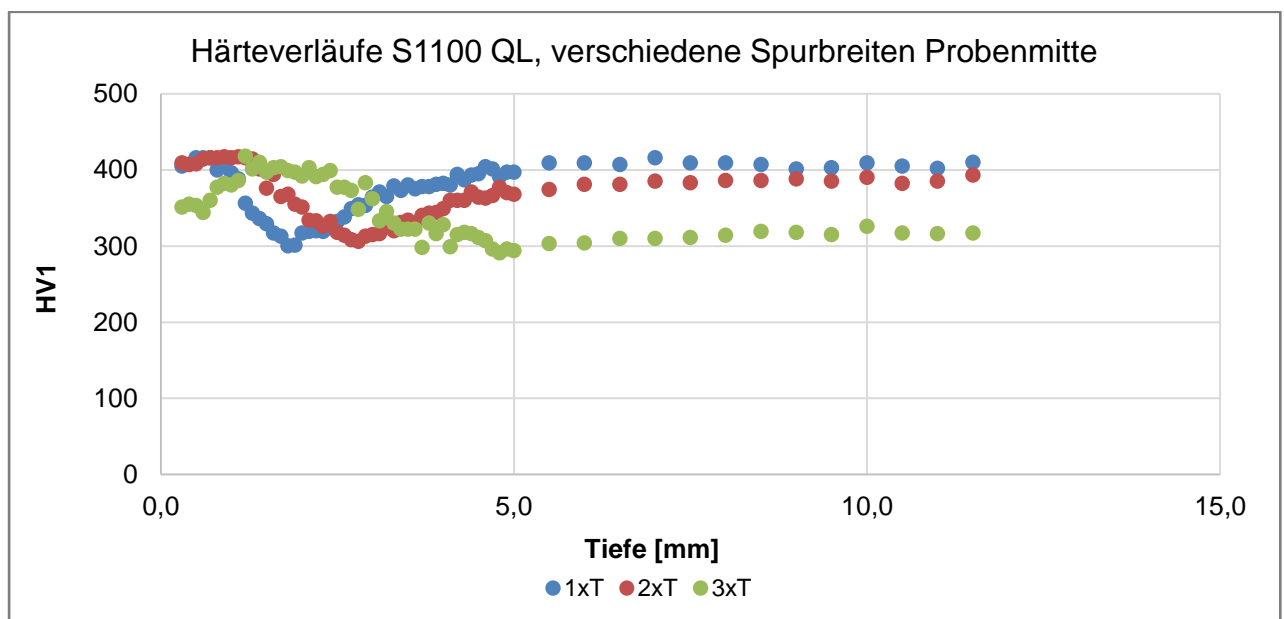


Abbildung 141: Härteverlauf S1100QL bei den Flammrichtbreiten 1xT, 2xT, 3xT, Probenmitte

Dieses Diagramm erklärt den Abfall der mechanischen Kennwerte unter die Mindestwerte der Liefervorschrift für einen S1100QL bei der dreifachen Flammrichtspurbreite. Ein metallographischer Nachweis einer für die Streckgrenze und Kerbschlagzähigkeit kritischen Umwandlung in der WEZ und im Kern konnte hier jedoch nicht erbracht werden.

5.3.3 Ergebnisse der Härtemessungen in unterschiedlichen Probenpositionen

Zur Ermittlung des Einflusses der Probenposition auf die Härtewerte wurden zusätzlich Härtemessungen exemplarisch bei den Werkstoffen S960QL und S100QL in den Positionen Probenanfang, Probenmitte und Probenende bei 12 mm dicken Proben durchgeführt und bewertet.

Diese Werkstoffe wurden aufgrund ihres Vergütungsgefüges und damit aufgrund ihrer Empfindlichkeit gegenüber einer Wärmeeinbringung gewählt. Die Untersuchungen sollten aufzeigen, ob es zu unterschiedlichen Härtewerten in den WEZ in diesen verschiedenen Probenpositionen kommen kann.

Die Abbildung 142 zeigt die Härteverläufe der 12 mm dicken Probe des Werkstoffs S960QL am Anfang, in der Mitte und am Ende der Probe. Es ist ersichtlich, dass das Minimum der Härte am Probenanfang tiefer als in den Positionen Probenmitte und Probenende liegt. Ab einer Tiefe von 3,9 mm liegen alle Kurven wieder auf einem Niveau, in dieser Tiefe wurde der Werkstoff nicht mehr wärmebeeinflusst.

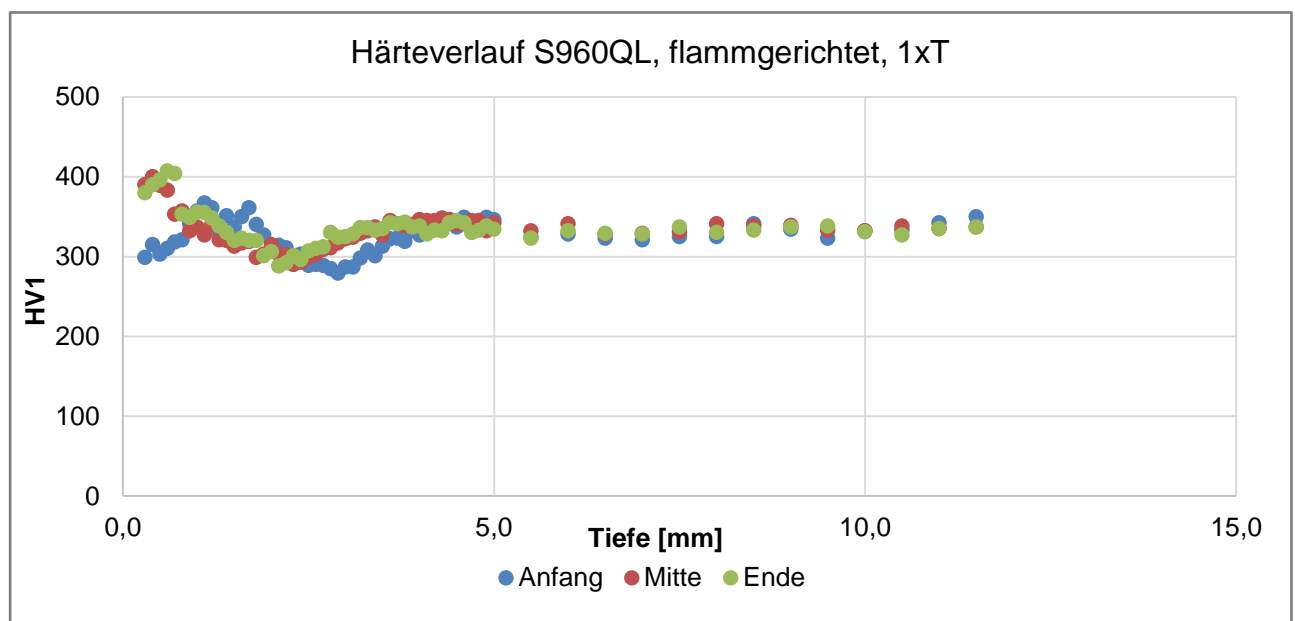


Abbildung 142: Härteverlauf Richtung Probenmitte, Anfang, Mitte und Ende der Probe, S960QL, 1xT

Die Härteverläufe der Probe aus dem Werkstoff S960QL mit einer Dicke von 12 mm, flammgerichtet mit einer Spurbreite von 2xT, sind in Abbildung 143 dargestellt.

Bei der Probe mit der Probenentnahmestelle „Probenmitte“ lag die metallographisch ermittelte maximale Tiefe der WEZ in der Probenmitte bei einem Wert von 2,217 mm unter der Oberfläche. Daher findet sich auch das Minimum der Härte von 290 HV1 bei dieser Probe in einer Tiefe von 2,0 mm unter der Oberfläche.

Die Proben mit den Probenentnahmen aus dem Bereich „Probenanfang“ und „Probenende“ zeigen verschiedene Tiefen bei den Minima der gemessenen Härten. Daher kann man ableiten, dass im Probenbereich „Probenanfang“ eine stärkere Wärmeeinbringung und im Probenbereich „Probenende“ eine schwächere Wärmeeinbringung aufgrund der unterschiedli-

chen Tiefe der WEZ, die durch das Minimum der Härte gekennzeichnet ist, stattgefunden haben muss.

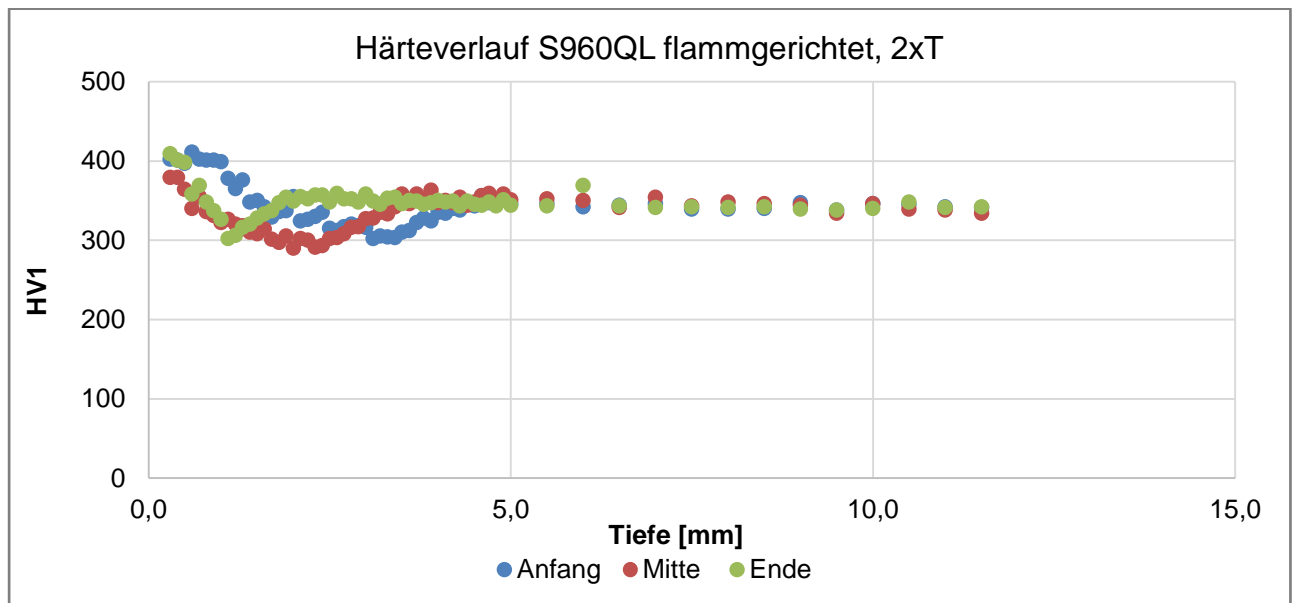


Abbildung 143: Härteverlauf Richtung Probenmitte, Anfang, Mitte und Ende der Probe, S960QL, 2xT

Die Abbildung 144 zeigt die Härteverläufe der flammgerichteten Probe des Werkstoffes S960QL (Dicke von 12 mm) mit einer Spurbreite von 3xT gemessen an den jeweils 3 Positionen der Probe Anfang, Mitte und Ende.

Die makroskopische Aufnahme (siehe Bild 134) der Probe aus der Position „Probenmitte“ verdeutlicht, dass das Maximum der WEZ in 4,21 mm Tiefe lag. Dieser Punkt ist in der folgenden Abbildung 138 bei der Kurve „Mitte“ als minimaler Härtewert HV1 gut wiederzufinden und liegt bei 4,2 mm. Hier wurde die gemessene Härte mit 283 HV1 ermittelt. Diese Härte liegt unter den Minima der Proben aus den beiden Positionen „Probenanfang“ und „Probenende“, die bei 306 HV1 der Probe aus dem Probenanfang und 302 HV1 der Probe aus dem Probenende zu finden sind. Abbildung 144 zeigt auch, dass die Minima der gemessenen Härten in unterschiedlichen Tiefen der Probe liegen.

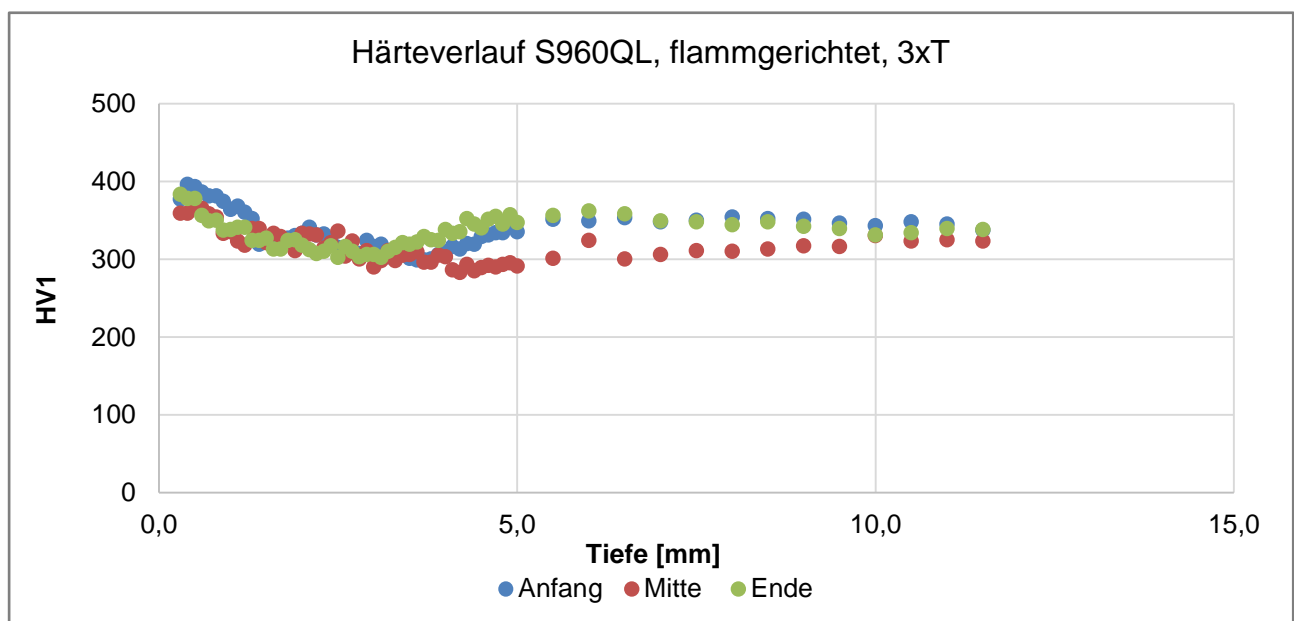


Abbildung 144: Härteverlauf Richtung Probenmitte, Anfang, Mitte und Ende der Probe, S960QL, 3xT

Die Abbildung 145 zeigt die Härteverläufe HV1 am Probenanfang, in der Probenmitte und am Probenende des 12 mm dicken Werkstoffs S1100QL bei einem Flammrichtvorgang mit 1xT. Wie aus der Graphik zu entnehmen ist, kam es zwischen „Probenanfang“, der „Probenmitte“ und dem „Probenende“ zu einer Verschiebung des Minimums der Härte HV1 in der Tiefe der Probe von 2,6 mm über 1,9 mm hin zu 1,3 mm. Der minimale Härtewert wurde in der „Probenmitte“ in größter Tiefe der WEZ bei 1,826 mm ermittelt.

Der Härteverlauf HV1 in den drei unterschiedlichen Messpositionen des Werkstoffs S1100QL nach dem Flammrichtvorgang mit einer Spurbreite von 2xT (24 mm) ist in der Abbildung 146 abgebildet. Im Gegensatz zu der Probe mit einer einfachen Flammrichtbreite (Abbildung 145) liegt nach dem Flammrichtprozess bei dieser Probe das Minimum der Härte HV1 am Probenanfang vor dem Minimum der Härte HV1 in der Probenposition „Probenmitte“ und nach dem Minimum der Härte HV1 der Probenposition „Probenende“. In dem mittigen Bereich der Probe wurde ein Minimalwert der Härte HV1 in einer Tiefe von 2,8 mm ermittelt. Bei den metallographischen Untersuchungen wurde diese Tiefe der Wärmeeinflusszone bei 2,272 mm eruiert (siehe Bild 163).

Damit ist auch hier die minimale Härte HV1 etwa die tiefste Stelle der metallographisch gemessenen WEZ. Auch bei dieser Probe finden sich in verschiedenen Probenpositionen verschiedene Tiefen der WEZ (Minimum der Härte HV1) und lassen den unterschiedlichen Wärmeeintrag in diesen Positionen erkennen.

In Abbildung 147 sind die Härteverläufe HV1 des Werkstoffes S1100QL, gemessen am Anfang, in der Mitte und am Ende der mit einer Spurbreite von 3xT (36 mm) flammgerichteten Probe dargestellt. Das Minimum der Härtewerte in der Probenmitte liegt in einer Tiefe von 4,8 mm und entspricht etwa dem metallographisch ausgemessenen Maximum der Wärmeeinflusszone, das bei 4,99 mm gemessen wurde.

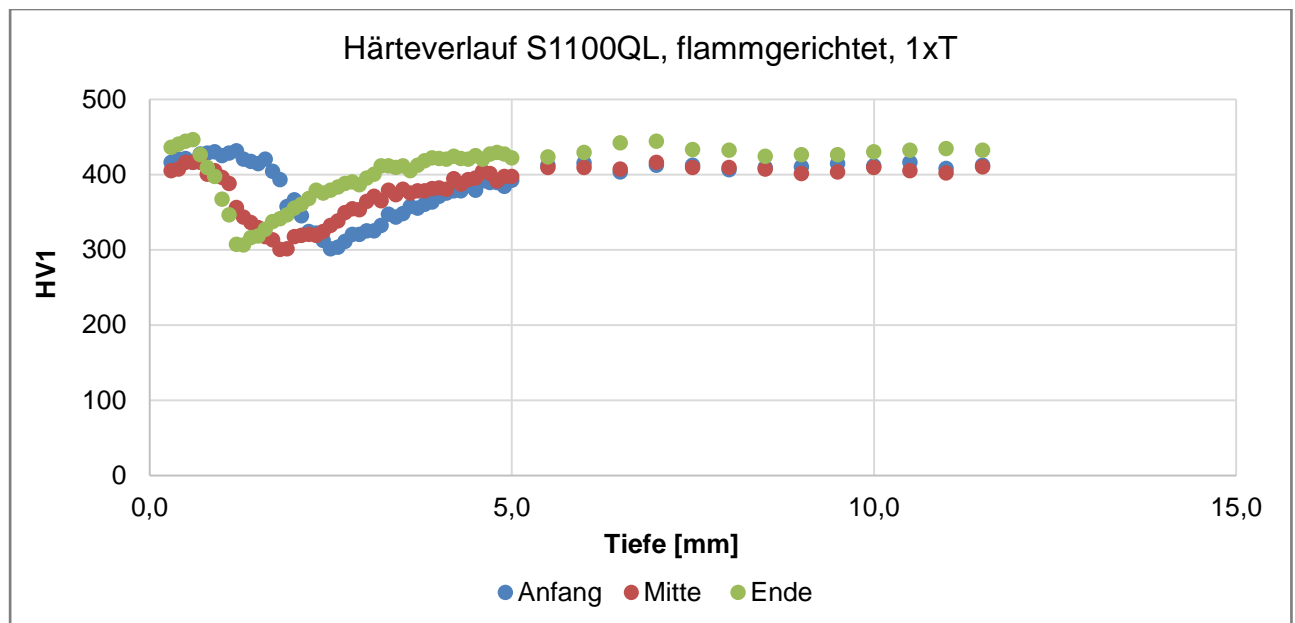


Abbildung 145: Härteverlauf Richtung Probenmitte, Anfang, Mitte und Ende der Probe, S1100QL, 1xT

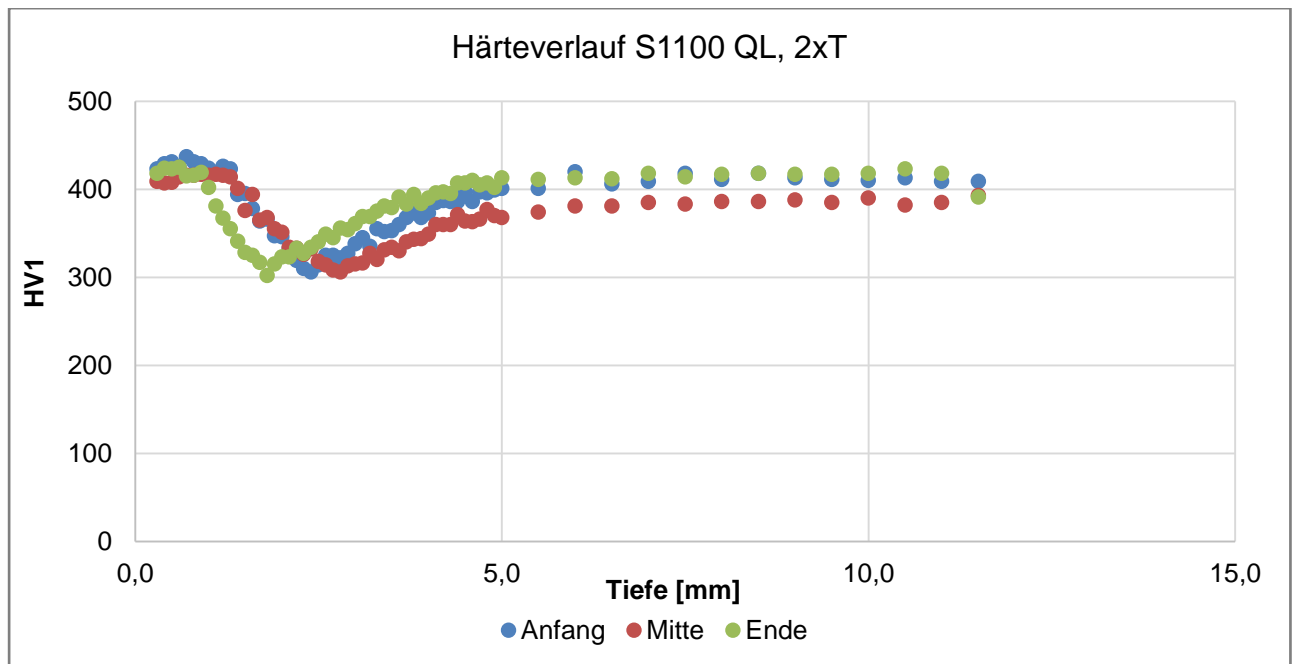


Abbildung 146: Härteverlauf Richtung Probenmitte, Anfang, Mitte und Ende der Probe, S1100QL, 2xT

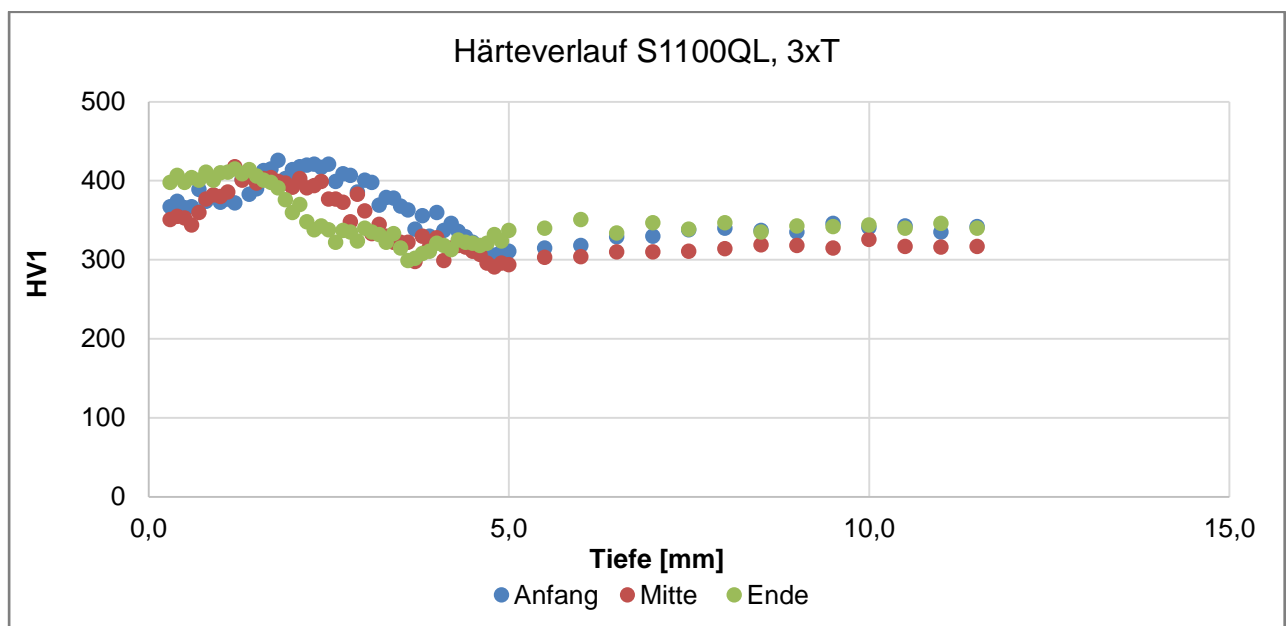


Abbildung 147: Härteverlauf Richtung Probenmitte, Anfang, Mitte und Ende der Probe, S1100QL, 3xT

Diese Untersuchungen haben gezeigt, dass es beim Flammrichtvorgang zu deutlichen Unterschieden bei den gemessenen Härtewerten in unterschiedlichen Probenpositionen kommen kann. Die minimalen Härtewerte, die etwa die tiefste Stelle der WEZ der Proben zeigen, variieren je nach Probenposition in verschiedenen Tiefen der Proben. Diese Unterschiede in den verschiedenen Probenpositionen wurden durch den manuellen Vorgang des Flammrichtens hervorgerufen und bereits bei der Ermittlung der $t_{7/5}$ -Zeit festgestellt.

Damit ist eine Überprüfung des Flammrichtvorgangs durch Abkühlzeitmessungen, z.B. am Ende des Richtvorganges, nicht aussagekräftig. Da Aufheizgeschwindigkeiten und damit auch die Abkühlzeiten über die Flammrichtstrecke sehr stark variieren, ist eine Voraussage über den Erfolg eines Flammrichtvorganges anhand von gemessenen Zeiten am Ende eines

Richtvorganges nicht möglich und eine Abschätzung der entstehenden Härtewerte in der WEZ anhand von ZTU-Schaubildern unpräzise.

5.3.4 Zusammenfassung aller Ergebnisse der metallographischen Untersuchungen - Diskussionen

Die metallographischen Untersuchungen und die Ermittlung der Härteverläufe HV1 in der Mitte der Wärmeeinflusszonen haben gezeigt, dass die durch das Flammrichten verursachte Wärmebehandlung bei den vergüteten Stählen stellenweise zu Gefügeveränderungen geführt hat.

Es kam zu Umwandlungen in Zwischenstufengefüge mit bainitischen Strukturen sowie zur Auslagerung von Karbiden. Ebenfalls entstand in einigen Fällen partiell Ferrit und Perlit, was zeigte, dass sich in diesen Bereichen das Vergütungsgefüge stellenweise in ein nicht vergütetes Gefüge umwandelte.

Bei den nicht vergüteten Baustählen S355 J2+N und S460 NL kam es, infolge der schnellen Abkühlung, zur Ausbildung von Widmannstättenschen Strukturen, die sich negativ auf die Zähigkeit auswirkten.

Tendenziell konnte eine Abhängigkeit der Tiefe der Wärmeeinflusszone von der für die Durchführung des Flammrichtens ausgewählten Spurbreite festgestellt werden. Diese zeigte sich mit einer zunehmenden Flammspurbreite in den meisten Fällen tiefer.

Tabelle 13 stellt eine Übersicht der metallographisch ermittelten Tiefenwerte der Wärmeeinflusszone der unterschiedlichen Werkstoffe mit Probendicken von 12 mm und 30 mm, flammgerichtet mit verschiedenen Spurbreiten, dar.

Tabelle 13: Tiefe der Wärmeeinflusszonen

Werkstoff	Dicke [mm]	Tiefe der WEZ [mm]		
		1xT	2xT	3xT
S355 J2+N	12	1,71	2,96	5,45
	30	2,95	4,53	4,85
S460NL	12	2,04	3,09	3,8
	30	2,57	3,57	4,24
S700MC	12	1,42	2,01	3,83
	30	2,72	3,13	2,66
S960QL	12	2,72	2,22	4,21
	30	2,4	2,66	2,4
S1100QL	12	1,83	2,73	4,99

Die Untersuchungsergebnisse zeigten ebenfalls, dass die Tiefe der Wärmeeinflusszone nicht in einem bestimmten Verhältnis mit zunehmender Blechdicke anstieg, obwohl die Flammrichterspurbreiten systematisch an die Blechdicken angepasst wurden. Es zeigte sich, dass bei den dicken Proben (30 mm) weniger tiefe Wärmeeinflusszonen entstanden als bei dünneren Proben, obwohl die Flammrichterspurbreiten und damit die Wärmeeinbringung in einem mathematischen Verhältnis zur Blechdicken standen.

Bei allen Werkstoffen kam es nach der Durchführung der Wärmebehandlung durch das Flammrichten zu einer Aufhärtung in den Wärmeeinflusszonen, die sich jedoch mit zunehmender Tiefe wieder auf die ursprünglichen Härtewerte des unbehandelten Werkstoffes erholte.

Bei der Güte S1100QL trat beim Flammrichten mit einer Spurbreite von 36 mm (3xT) an den 12 mm dicken Proben keine deutliche Erholung dieser Härtewerte ein, so dass der Werkstoff bei Betrachtung der im Zugversuch ermittelten Streckgrenzenwerte unter den geforderten Wert von 1100 MPa blieb.

Auch der Werkstoff S960QL erreichte bei den 12 mm dicken Proben, behandelt mit einer Spurbreite von 3xT (36 mm), die normativ erforderlichen Streckgrenzenwerte nicht mehr. Dies zeigt sich auch bei Betrachtung der in Abbildung 132 aufgenommenen Härtewerte. Bei einer Spurbreite von 3xT werden die Härtewerte der Spurbreiten 1xT und 2xT nicht mehr erreicht.

Am Beispiel von Messungen in der Probenmitte konnte bei den untersuchten Werkstoffen nachgewiesen werden, dass das Minimum der Härte HV1 in Dickenrichtung etwa das Maximum der metallographisch ermittelten Tiefe der Wärmeeinflusszone widerspiegelt.

Die gemessenen Härtewerte in den drei Positionen „Probenanfang“, „Probenmitte“ und am „Probenende“ bei den 12 mm dicken Proben zeigten unterschiedliche Minima in der Probentiefe und damit in der Tiefe der WEZ. Dies wurde durch den manuellen Flammrichtvorgang verursacht.

Tendenziell, aufgrund der manuellen Art der Durchführung des Flammrichtvorganges bei den Versuchen, kam es zu großen Streubreiten der eingebrachten Wärme in den verschiedenen Positionen. Dadurch unterschied sich das Abkühlverhalten in den drei verschiedenen Positionen und es kam zu unterschiedlichen Härteverläufen in den verschiedenen Positionen der Proben.

Bei den Messungen der Korngrößen wurde ersichtlich, dass nur bei dem Werkstoff S355 J2+N eine typische Grobkornzone zu erkennen war. Diese Grobkornzone wurde vermutlich durch die sehr hohen Temperaturen von über 1000°C bei einigen Flammrichtversuchen verursacht.

Bei allen anderen Werkstoffen und untersuchten Tiefen der mit verschiedenen Spurbreiten behandelten Proben, kam es sehr häufig zu Kornfeinungen. Durch die örtlich scharf begrenzte Wärmeeinbringung führte das Flammrichten nicht zu Grobkornzonen, da die Wärme bei den durchgeführten Versuchen sehr schnell abgeführt wurde und damit ein Kornwachstum unterbunden wurde.

Auch die entstandenen Gefüge bestätigen diesen Effekt der schnellen Wärmeabfuhr. Sehr häufig fanden sich Gefüge in Widmannstättenschen Strukturen, Bainit und auch Martensit, die durch ein schnelles Abkühlen entstanden.

Einen Zusammenhang zwischen der angewandten Flammrichtspurbreite und der Korngrößenentwicklung, die letztendlich auch einen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften des Materials hat, konnte bei keinem Werkstoff nachgewiesen werden. Die entstandenen Wärmeeinflusszonen sind bezogen auf die Gesamtdicke der Proben sehr flach ausgebildet.

Kapitel 6 Zusammenfassung - Schlussfolgerungen

6.1 Zusammenfassung der Versuchsergebnisse und Schlussfolgerung

Ziel dieser Arbeit war die Entwicklung eines Konzeptes mit blechdickenabhängigen Flammrichtspurbreite der Wärmefigur „Wärmestrich“, um das Flammrichtverfahren dieser Wärmefigur prozesssicher zu machen. Dabei sollte gezielt das Verhalten einiger hochfester Baustähle, bei denen bis heute wenig oder gar keine Untersuchungsergebnisse zum sicheren Flammrichten vorliegen, überprüft werden. Nach dem Prozess des Flammrichtens dieser Werkstoffe war es wichtig, dass die nach dem Flammrichtvorgang erzeugten mechanisch-technologischen Kennwerte die normativen Vorgaben der Grundwerkstoffe erreichten, um die flammgerichteten Bauteile in der Gesamtkonstruktion weiter verwenden zu dürfen.

Grundsätzlich zeigten die durchgeführten Versuche, dass Untersuchungsergebnisse aus der Schweißtechnik, wie z.B. Temperatureinbringungen, Größen der WEZ und daraus folglich die Gefügeveränderungen in den Werkstoffen, nicht selbstverständlich auf den Vorgang des Flammrichtens übertragen werden konnten.

Die Art der Wärmeeinbringung und die Menge der eingebrachten Wärme sind unterschiedlich groß, da beim Schweißen der Grundwerkstoff aufgeschmolzen werden muss und damit die eingebrachten Temperaturen sehr viel höher sind. Dadurch gibt es ein verändertes Aufheiz- und Abkühlverhalten. Die für das Schweißen typischen Vorgänge, wie z.B. Grobkornbildungen in der WEZ können nicht unbedingt auf das Flammrichten übertragen werden, obwohl auch Wärmeeinflusszonen deutlich identifiziert werden konnten. Die für Schweißprozesse übliche Aufhärtung in den Wärmeeinflusszonen fand sich auch beim Flammrichten wieder.

Bei Betrachtung aller durchgeführten Versuche stellt man fest, dass die analysierten Stahlgüten nach der vorgegebenen Flammrichtspurbreite in Abhängigkeit von der Werkstückdicke flammrichtbar sind und auch Verformungen zeigten.

Lediglich die Werkstoffe S1100QL und S960QL erreichten die vorgegebenen Streckgrenzen- und Zugfestigkeitswerte nach dem Flammrichtprozess mit einer Flammrichtspurbreite von 36 mm bei den 12 mm dicken Proben bei den normativ vorgegebenen Querproben nicht mehr. Aufgrund einer anderen Wärmeableitung bei den 30 mm dicken Proben des Werkstoffs S960QL geschah die Abkühlung dieser Proben so schnell, dass es nur zu einer geringen Bildung von Ferrit und Perlit kam und daher die Mindestwerte für die Streckgrenze und Zugfestigkeit auch nach den durchgeführten Flammrichtprozessen erreicht wurden.

Als besonders unempfindlich gegen das Flammrichten nach diesem Konzept zeigte sich der vergütete Werkstoff S700MC. Dieser Werkstoff verlor nach den Flammrichtprozessen kaum Festigkeit und Zähigkeit. Die Proben des S700MC lagen, genauso wie die Proben aus S960QL und S1100QL, im unbehandelten Zustand in vergüteter Form vor. Außerdem enthielt die untersuchte Güte S700MC noch zusätzlich Anteile von Titan zur Einstellung eines feinen Austenitkorns. Die Auflegierung von Titan in mikrolegierten Feinkornbaustählen hatte schon in anderen Untersuchungen von Schweißnähten eine deutlichere Verbesserung der Zähigkeit gegenüber nicht titanlegierten vergleichbaren Werkstoffen gezeigt. Dieser Effekt konnte auch in diesen Versuchen beim Flammrichten beobachtet werden [30, 47].

Die 12 mm dicken Proben der vergüteten Werkstoffe S960QL und S1100QL enthielten Anteile von Bor, die das austenitisierte Gefüge dieser Werkstoffe schnell und sicher vergüten ließen. Offensichtlich sorgte dieses Legierungskonzept für die gute Rückhärbarkeit im Bereich der WEZ der Flammrichtspuren [37].

Bei den im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen zeigte sich, dass es durch die rein manuelle Tätigkeit des Flammrichtens zu großen Streubreiten von eingebrachter Wärme, Spitzentemperaturen und damit Gefügeausbildungen kommt, die aber nach dem vorliegenden Konzept für die mechanisch-technologischen Werte der Werkstoffe, bis auf die

Ausnahme beim S1100QL und S960QL in 12 mm Probendicke und dreifacher Spurbreite, nach den Flammrichtvorgängen nicht kritisch waren.

Die Auswertungen der Flammrichtprozesstemperaturen an verschiedenen Probenpositionen zeigten, dass die nach *Neudel* [51] vorgeschlagenen Konzepte zur Beurteilung der kontrollierten Durchführung von Flammrichtvorgängen durch Betrachtung von Abkühlzeiten nur schwer möglich sind. Die Abkühlgeschwindigkeiten schwankten bei den im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Flammrichtprozessen zwischen den Punkten am Probenanfang, in der Probenmitte und am Probenende sehr stark, so dass hier keine eindeutige Aussage zur Abkühlgeschwindigkeit getroffen werden konnte (siehe Kapitel 5.3.3).

Bei den durchgeführten Flammrichtversuchen kam es durch den rein manuellen Vorgang des Flammrichtens zu extremen Streubreiten bei der eingebrachten Wärme.

Die in den Regelwerken und Veröffentlichungen geforderten maximalen Spitzentemperaturen bei Flammrichtprozessen von 800°C bis 900°C [1, 28, 42, 46] wurden im Rahmen dieser Arbeit bei einigen Proben deutlich überschritten (siehe Kapitel 5.2.1). Trotzdem erreichten die flammgerichteten Proben die normativ geforderten mechanischen Kennwerte. Die Beschränkung der Spitzentemperatur ist bei der manuellen Durchführung des Prozesses durch den Flammrichter, der sich meist nur an den Glühfarben des erhitzten Materiales visuell orientieren kann, ohne eine Überwachung der Spitzentemperatur durch eine Kamera oder Thermoelemente fast unmöglich. Empfehlenswert für die Praxis wäre die hier in dieser Dissertation vorgeschlagene Systematik, wo man dem Flammrichter vorgibt, die Breite der Wärmespur in Abhängigkeit der Blechdicke festzulegen. Hier haben die durchgeführten Untersuchungen gezeigt, dass die Flammrichtvorgänge an den geprüften Werkstoffen sicher bis zu einer Spurbreite von 2xT bei 12 mm und 3xT bei 30 mm dicken Proben durchgeführt werden können, ohne die mechanischen Eigenschaften der Werkstoffe so zu beeinflussen, dass normativ vorgegebene mechanisch-technologische Werte nicht mehr erreicht werden. Natürlich muss auch beim Flammrichten nach diesem Konzept die visuelle Temperaturkontrolle gewissenhaft durch den erfahrenen Flammrichter sichergestellt werden, um Überhitzungen des Werkstücks zu verhindern.

Die Wärmeeinbringung durch die Flammrichtvorgänge hatte einen erheblichen Einfluss auf die mechanischen Kennwerte des Werkstoffes S960QL. Bei den dünnen Proben (12 mm Dicke) sorgte die bei dreifacher Spurbreite eingebrachte Wärme für eine partielle Bildung von Ferrit und Perlit und damit zur lokalen Auflösung des Vergütungsgefüges. Diese Gefügestruktur führte bei Flammrichtprozessen einer dreifachen Spurbreite in Bezug auf die Blechdicke zu einem Absinken der Streckgrenzen- und Zugfestigkeitswerte unter die normativen Vorgaben von Querkzugproben. Die bei den 30 mm dicken Proben andere Wärmeableitung verhinderte die Bildung von Ferrit und Perlit und sorgte dafür, dass die mechanisch-technologischen Eigenschaften der Güte S960QL innerhalb der geforderten Grenzen blieben.

Die Untersuchungsergebnisse haben gezeigt, dass es eine Abhängigkeit zwischen der Flammrichtbreite und der maximalen Verformung des Materials gibt. Mit zunehmender Flammrichtbreite stiegen die Auslenkung und damit die Verformung der flammgerichteten Proben an. Beim Vergleich der 12 mm und 30 mm dicken Proben zeigte sich, dass die maximale Verformung trotz gleicher Flammrichtspurbreitenverhältnisse (Abhängigkeit der Blechdicke zur Flammrichtspurbreite) zwischen diesen Dicken unterschiedlich war. Der Grund hierfür liegt in einer ähnlichen Tiefe der Wärmeeinflusszone zwischen den 12 mm dicken und den 30 mm dicken Proben. Durch die geringe Tiefe der WEZ bei den 30 mm dicken Proben ist der prozentuale Anteil an nicht erwärmtem Gefüge im Verhältnis zu den 12 mm dicken Proben so hoch, dass die Auslenkung der Probe geringer als bei den 12 mm dicken Proben ausfiel.

Nicht festgestellt wurde im Rahmen der durchgeführten Untersuchungen, dass mit steigender Festigkeit des Werkstoffes die maximale Verformung zurückging [1]. So lag die maximale Verformung bei einer Flammrichtspurbreite von 2xT des Werkstoffes S355 J2+N bei vier un-

tersuchten flammgerichteten Proben im Mittel bei 7,65 mm Auslenkung, bei gleicher Proben-
dicke mit gleichen Flammrichtparametern erzielte die Güte S460NL hierbei im Mittel 9,975
mm Auslenkung. Der Werkstoff S1100QL verformte sich im Mittel bei vier vermessenen Pro-
ben um 7,4 mm in Z-Richtung, wobei sich dieser Wert über den mittleren Verformungswerten
des S960QL mit 6,975 mm befand.

Die Tiefe der Wärmeeinflusszonen bezogen auf die Probendicke ist verhältnismäßig gering.
D.h. die im Rahmen dieses Vorhabens gefundene Tiefe der Wärmeeinflusszone erstreckte
sich z.B. bei dem Werkstoff S355 J2+N bei einer Flammrichtspurbreite von 3xT der 12 mm
dicken Probe in der Probenmitte auf maximal 5,45 mm. Damit wurde mehr als die Hälfte der
Werkstückdicke nicht durch die Wärmebehandlung beeinträchtigt. Auch dieser Faktor hatte
einen Einfluss auf das Erreichen der normativ geforderten mechanisch-technologischen Ei-
genschaften.

Durch die Vorgabe der Flammrichtspurbreite an die Blechdicke, konnte die Tiefe der Wär-
meeinflusszone aufgrund der durchgeführten Versuche für 12 mm und 30 mm dicke Bleche
etwa vorbestimmt werden. Durch die Festlegung der Flammrichtspurbreite, die der Flamm-
richter z.B. vor dem Flammrichtvorgang auf das Werkstück anzeichnet, kann sich der
Flammrichter vollständig auf die visuelle Kontrolle der Glühfarben und damit auf die erzeug-
ten Temperaturen auf der Werkstückoberfläche konzentrieren. Die in dieser Arbeit ermittel-
ten Spitzentemperaturen geben eine große Streubreite von mehreren hundert Grad Celsius
vor, in dessen Rahmen sich der Flammrichter bewegen könnte, um die normativ geforderten
mechanisch-technologischen Werte nicht zu unterschreiten.

Eine präzise Prognose zur entstehenden Verformung ist aufgrund der Streuungen, die aus
dem Flammrichtprozess resultieren, nicht möglich. Die Verformung nimmt mit zunehmender
Flammrichtspurbreite in Abhängigkeit der Werkstückdicke zu. Bei dickeren Werkstücken
muss bedacht werden, dass trotz der breiteren Flammrichtspur durch die größere Werk-
stückdicke das Verformungsverhalten geringer ist, als bei dünnen Werkstücken.

Mit dem Ziel einen reproduzierbar sicheren Flammrichtvorgang zu ermöglichen, ohne das die
mechanisch-technologischen Kennwerte der im Rahmen dieser Arbeit verwendeten Werk-
stoffe unter die normativ vorgegebenen zulässigen Grenzen fallen, kann die folgende Hand-
lungsempfehlung aufgrund der durchgeführten Untersuchung und unter Betrachtung der er-
zielten Untersuchungsergebnisse gegeben werden (Tabelle 14).

Tabelle 14: Handlungsempfehlung zur Charakterisierung von Flammrichtprozessen bestimmter hoch-
fester Baustähle

Parameter	Handlungsempfehlung / Charakteristika
Geltungsbereich der Flammrichtfigur	Wärmestrich
Geltungsbereich der Werkstoffe	S355J2+N, S460NL, S700MC, S960QL, S1100QL
Geltungsbereich Werkstückdicke	12 mm - 30 mm <i>*Empfehlung für S1100QL: nur 12 mm Proben- dicke, für 30 mm liegen keine Ergebnisse vor</i>
Flammrichtspurbreite	1xT - 3xT (für S1100QL und S960QL maximal 24mm)
Temperaturbereich	700°C bis 950°C (visuelle Kontrolle ist ausrei- chend bei genügender Erfahrung)
Hinweis: Die maximale Verformung ist abhängig von der Flammrichtspurbreite und der Dicke des flammgerichteten Werkstoffes!	

Trotz dieser Handlungsempfehlung ist das Flammrichten auf Baustellen und in Werkstätten
in vielen Fällen ein manuelles Verfahren und muss von erfahrenen Flammrichtern durchge-
führt werden. Selbst diese Personen können eine große Streuung der wichtigsten Parame-
ter, wie z.B. Spitzentemperaturen und damit eingebrachter Wärme, nicht verhindern.

6.2 Ausblick

Um zusätzliche Erkenntnisse zum Flammrichten nach blechdickenabhängiger Flammrichtfigur-Geometrie gewinnen zu können, sollten im Rahmen künftiger Forschungen auch andere Flammrichtfiguren wie z.B. Wärmekeile untersucht werden. Hierbei ist es aufgrund verschiedener Wärmeeinbringung bei anderen Flammrichtfiguren unerlässlich, die werkstoffkundlichen Vorgänge in der Wärmeeinflusszone genau zu analysieren. Außerdem könnte man versuchen, die Wärmeeinbringung verschiedener Flammrichtvorgänge mittels eines Computers zu simulieren, um die Vielzahl der Versuche zu begrenzen.

Ein anderer Aspekt, welcher zusätzliche Recherche in den Prozess des Flammrichtens nötig macht, sind Untersuchungen zur Wärmeableitung, also zum Einfluss der Probendicke auf die entstehenden Gefüge und damit auf die mechanisch-technologischen Kennwerte der verwendeten Werkstoffe. Die im aktuellen Vorhaben untersuchten Proben umfassten Blechdicken von 12 mm und 30 mm.

Beim Werkstoff S960QL sollten die Probendicken der flammzurichtenden Proben in 10 mm Schritten vergrößert werden, um festzustellen, ab welcher Probendicke das Gefüge des Werkstoffes nicht so beeinflusst wird, dass normative Vorgaben an mechanisch-technologische Kennwerte nicht erreicht werden.

Natürlich verlangt auch die weitere Werkstoffentwicklung immer neue Untersuchungen des Prozesses Flammrichten, vor allen Dingen, wenn mehrphasige Werkstoffe eingesetzt werden sollen. Diese Werkstoffe werden sich hinsichtlich mechanischer Eigenschaften und Verformungen nach dem Flammrichten von den einphasigen ferritischen Werkstoffen unterscheiden.

Außerdem sollte erprobt werden, ob eine Spurbreite von $3xT$ durch eine Spurbreite von $2xT$ und einer zusätzlichen Spurbreite von $1xT$ ersetzt werden kann oder sich die Ergebnisse der Verformung in solch einem Fall noch erhöhen lassen können.

Für komplexe Flammrichtarbeiten, wie sie z.B. an Stahlträgern durch die Flammrichtfigur Wärmekeil angewandt werden, sollte auf Basis der hier vorliegenden Untersuchungsergebnisse auch ein spurbreitenabhängiges Konzept erprobt werden. Durch parallel stattfindende Photogrammetriemessungen könnte dann auch eine Voraussage des Richterfolges getroffen werden.

Literaturverzeichnis

- [1] D. Schäfer/ V. Rinalde/ D. Beg/ P. Moze/ R. Lacalle/ J. Portilla/ D. Ferreno/ J. A. Alvarez/ R. Willms/ J. Schütz; 2012; Optimisation and improvement of the flame straightening process (Optistraight); Publications Office of the European Union
- [2] Lotter, U./ Müsgen, B./ Pircher, H.; Anwendung von Umwandlungsschaubildern bei der Entwicklung und Verarbeitung von Stählen; Thyssen Technische Berichte; Heft 1/84, S. 13-23
- [3] Langhorst, M., 2015; Beherrschung von Schweißverzug und Schweißeigenspannungen, Dissertation Fakultät für Maschinenwesen der Technischen Universität München
- [4] Pfeiffer, R., 1996; Handbuch der Flammrichttechnik: Metallurgie, Verfahren, Geräte und Anwendungsbeispiele; Dt. Verlag für Schweißtechnik, DVS-Verlag
- [5] Pfeiffer, R., 1989; Richten und Umformen mit der Flamme; 2. Überarbeitete und erweiterte Auflage; DVS-Verlag
- [6] Steller, F., 2006; Flammrichten – Grundlehrgang; Linde
- [7] Hermann, F.-D./Schumacher, K.; Flammrichten an großen Bauteilen und Bauwerken; DVS-Berichte Bd. 123 (1988); Seite 96-100; Deutscher Verlag für Schweißtechnik, Düsseldorf.
- [8] Fahrenwaldt, H. J./ Schuler, V., 2003; Praxiswissen Schweißtechnik; Friedr. Vieweg & Sohn Verlag/ GWV Fachverlage GmbH, Wiesbaden, S. 161
- [9] Peiter, A./Gebhardt, R./Seel, D.; Verformung und Eigenspannung beim Flammrichten; Bänder, Bleche, Rohre 2-1983, Seiten 39-43
- [10] Bargel, H.-J./ Schulze, G., 2012; Werkstoffkunde, 11. bearbeitete Auflage; Springer Verlag, Heidelberg
- [11] Vauderwange, T.; Thermisches Richten – Keine schwarze Magie mit der richtigen Theorie; VauQuadrat GmbH Offenburg
- [12] Müller, T./ Klassen, J., Richtarbeiten im Schiffbau – Einsatzmöglichkeiten der Induktionstechnologie für die Nacharbeit; DVS 315
- [13] Weinreich, G./ Wie richte ich Bleche, Rohre und Profile mit der Flamme? ; Der Praktiker; DVS Verlag; 2/1980; S. 61-63
- [14] PanGas; Flammrichten – Stahlwerkstoffe und Aluminium; Linde Group
- [15] Gresslehner, K.-H., 2015; Die physikalischen Grundlagen der Thermoelektrischen Effekte; http://www.ak-energie.at/pdf/ET2015/ET2015_Gresslehner.pdf; University of applied sciences upper Austria
- [16] Holzinger, A., 1993; Flammrichten von thermomechanisch behandelten Stählen, Diplomarbeit, Montanuniversität, Leoben
- [17] Wikipedia;
<https://de.wikipedia.org/wiki/Thermoelement#/media/Datei:Thermoschema.svg>
- [18] Franzen, C./ Löther, Th., 2010, Zerstörungsfreie Infrarotthermografie an historischen Oberflächen; InfraTec,
https://www.infratec.de/downloads/de/unternehmen/publikationen/2010_zerstoerungsfreie_infrarotthermographie_an_historischen_oberflaechen.pdf, 29.05.2019
- [19] InfraTec GmbH; Thermografie in der Automobilindustrie,
<https://www.infratec.de/thermografie/anwendungsgebiete/automobilindustrie/>, 26.06.2019
- [20] Montnacher, J./ Wilhelm, T./ Schmidt, W., 2009; Zerstörungsfreie Prüfung an Metallen mittels aktiver Thermografie; Konferenz-Einzelbericht: Fortschritte der Kennwertermittlung für Forschung und Praxis, Werkstoffprüfung, Bad Neuenahr

- [21] Schindel, B., 2007; Thermografie in der Theorie und Praxis; Handbuch im WEB, S. 12-13
- [22] Chen, M./ Frankowski, G., 2002; Kalibrierstrategie für optische 3D-Koordinatenmessgeräte, basierend auf streifenprojektionstechnischen und fotogrammetrischen Algorithmen; Technisches Messen, Band 69, Heft 5, S. 240-250
- [23] Heise; Photogrammetrie selbstgemacht;
<https://www.heise.de/make/artikel/Photogrammetrie-2869054.html>, 26.06.2019
- [24] Schauwinhold, D./ Schlüter, W.; Entwicklung von Stahlarten und Stahlsorten in Abhängigkeit vom Gefüge; Stahl und Eisen 104 (1984) Nr. 6, S. 275-282
- [25] Gnirß, E; Einfluss der Korngröße auf das Schweißverhalten eines Stahles; Schweißen und Schneiden 40 (1988) Nr. 7; DVS Verlag; S. 328-331
- [26] Vortrag GSI SLV; Hochfeste Stähle; IWE/ IWS – Kapitel 2.10, Duisburg
- [27] Degenkolbe, J./Uwer, D.; Gesichtspunkte für den Einsatz hochfester schweißgeeigneter Stähle im Bauwesen; DVS-Berichte Bd. 140; Seite 43-51; Deutscher Verlag für Schweißtechnik, Düsseldorf.
- [28] Ornig, Dr. H./ Rauch, R./ Holzinger, A.; Flammrichten von TM-Stählen mit Streckgrenzen von 355 bis 690N/mm², Linde, Sonderdruck Pfeiffer 19/93.
- [29] Bergmann, W., 2009; Werkstofftechnik 2: Werkstoffherstellung - Werkstoffverarbeitung – Werkstoffanwendung; Hanser-Verlag
- [30] Baumgardt, H./Straßburger C.; Verbesserung der Zähigkeitseigenschaften in der Wärmeeinflusszone von Schweißverbindungen aus Feinkornbaustählen; Thyssen Technische Berichte; Heft 1/85, S. 42-49
- [31] Thiele, W.-R.; Gefüge von hochfesten Feinkornbaustählen nach Flammrichtvorgängen; Schweißen und Schneiden 36 (1984) Nr. 12, DVS Verlag
- [32] Degenkolbe, J.; Auswirkungen von Begleit- und Mikrolegierungselementen auf die Eigenschaften von Baustählen
- [33] De Boer, H./ Schriever, U., 1989; Erfahrungen bei der Herstellung vanadinlegierter HSLA-Stähle; Thyssen Technische Berichte, Heft 2, S. 138-140
- [34] Baumgardt, H./ Rohde, M./ Schulz, L.; Herstellung und mechanische Eigenschaften von thermomechanisch gewalzten Grobblechen; Thyssen Technische Berichte, Heft 2/82; S. 126-135; Duisburg
- [35] Schauwinhold, D./ Schlüter, W.; Entwicklung von Stahlarten und Stahlsorten in Abhängigkeit vom Gefüge; Stahl und Eisen 104 (1984); Nr. 6; Verlag Stahleisen
- [36] Mayrhofer, M./ Aigmüller, G./ Geyer, D./ Rauch, R.; Höchsthochfeste schweißbare Baustähle; Schweißtechnik Wien, 47. Jahrgang 1993, Heft 1, S. 3-11
- [37] Kern, A./ Müsken, B./ Schriever, U; Einsatz von Bor in hochfesten Feinkornbaustählen; Thyssen Technische Berichte, Heft 1/93; S. 67-75; Duisburg
- [38] Daub, D./Vogelsang, J.; 1992; Warmband-Tiefziehgüte mit sehr niedrigen Streckgrenzenwerten für die Direktverarbeitung; Hoesch Berichte aus Forschung und Entwicklung unserer Gesellschaften; Hoesch AG, Heft 1/92, S. 15-22
- [39] International Institute of welding; Technical report 1967; IIW Document IX-545-67
- [40] Uwer, D./ Höhne, H; Schweißen und Schneiden 43 (1991) Nr. 4, DVS Verlag; S. 195-199 und IIW-Dokument IX-1630-91
- [41] Uwer, D.,1992; Schweißen hochfester Stähle; DVS-Bericht Band 146, Schweißen und Schneiden, Seite 24-25
- [42] Nieß, M./ Schuler, V.; Auswirkungen des Flammrichtens auf die mechanischen Güterwerke von hochfesten Feinkornbaustählen; DVS-Berichte Bd. 112 (1988); Seite 169-173; Deutscher Verlag für Schweißtechnik, Düsseldorf.

- [43] Hanus, F.: Flammrichten thermomechanisch gewalzter Baustähle; DVS-Berichte Bd. 159; Seite 41-45; Deutscher Verlag für Schweißtechnik, Düsseldorf.
- [44] Jansen, H.; Beispiele für das Flammrichten von hochfesten vergüteten Feinkornbaustählen sowie austenitischen Stählen; DVS-Berichte Bd. 128; Seite 35-46; Deutscher Verlag für Schweißtechnik, Düsseldorf.
- [45] Benkißer, G./ Horn, G.; Untersuchungen zum Einfluss des Flammrichtens auf die Zähigkeit von thermomechanisch behandelten Baustählen; Vorträge der Tagung Werkstoffprüfung 1991, 5.-6.12.1991, Bad Nauheim, Seite 391-403, Deutscher Verband für Materialforschung und -prüfung e. V.
- [46] Pieschel, J.; 1999; Untersuchungen zur Werkstoffbeeinflussung und Eigenspannungsentstehung und -verteilung beim Schweißen und Flammrichten hochfester schweißbarer Feinkornbaustähle; Dissertation Otto-von-Guericke-Universität, Magdeburg
- [47] Uwer, D./ Lotter, U.; Möglichkeiten zur Erhöhung der Zähigkeit in der Wärmeeinflusszone von Schweißverbindungen durch metallurgische Maßnahmen bei der Stahlherstellung; Schweißen und Schneiden 39 (1987), Heft 11; DVS Verlag; S. 563-566
- [48] Lehnert, T.; Flammrichten von modernen Stahlgüten für den Stahlbau; Vortrag vom 30.09.2014; Dillinger Hütte
- [49] Rosenfeld, W.; Kontrolliertes Flammrichten nach dem $t_{5/3}$ -Konzept an hochfesten flüsigkeitsvergüteten Feinkorn- und thermo-mechanisch (TM) gewalzten Stählen; SLV München; Bericht Nr. 5479/07, 08.02.2007
- [50] Seyffarth, P./Meyer, B./Scharff, A.; Großer Atlas Schweiß-ZTU-Schaubilder; 2018; Fachbuchreihe Schweißtechnik; DVS Media GmbH, Düsseldorf
- [51] Neudel, J.; Kontrolliertes Flammrichten nach dem $t_{5/3}$ -Konzept; Vortrag zur Großen Schweißtechnischen Tagung vom 25.-27.09.2002 in Kassel
- [52] Feldmann, M./Schäfer, D.; Flammrichten normal- und hochfester Baustähle, Teil 1- Grundlagen, Wärmeeintrag und Temperaturfelder; Stahlbau 88 (2019), Heft 10; Verlag für Architektur und technische Wissenschaften GmbH & Co. KG, Berlin; Seite 945-956
- [53] Feldmann, M./Schäfer, D.; Flammrichten normal- und hochfester Baustähle, Teil 2- Verformungen und Zwangsmomente, Beeinflussung des Materials und Vorhersage; Stahlbau 88 (2019), Heft 11; Verlag für Architektur und technische Wissenschaften GmbH & Co. KG, Berlin; Seite 1102-1112
- [54] Gyura, L./Gaspar, M./Balogh, A.; The effect of flame straightening thermal cycles on the microstructural properties of high-strength steels; IIW Annual Assembly 22.7.2020, Kommission IX-L-1225-2020; Onlinevortrag

Verzeichnis der verwendeten Normen

DIN 8522: 2009-12	Fertigungsverfahren der Autogentechnik - Übersicht
DIN 8580: 1974-06	Fertigungsverfahren –Begriffe, Einteilung
DIN EN 1011-2: 2001-05	Schweißen - Empfehlungen zum Schweißen metallischer Werkstoffe - Teil 2: Lichtbogenschweißen von ferritischen Stählen
DIN EN 10204: 2005-01	Metallische Erzeugnisse - Arten von Prüfbescheinigungen
DIN EN 10025-2: 2005-04	Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen - Teil 2: Technische Lieferbedingungen für unlegierte Baustähle
DIN EN 10025-3: 2005-02	Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen - Teil 3: Technische Lieferbedingungen für normalgeglühte/normalisierend gewalzte schweißgeeignete Feinkornbaustähle

DIN EN 10025-6: 2009-08	Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen - Teil 6: Technische Lieferbedingungen für Flacherzeugnisse aus Stählen mit höherer Streckgrenze im vergüteten Zustand
DIN EN 1090-1: 2012-02	Ausführung von Stahltragwerken und Aluminiumtragwerken - Teil 1: Konformitätsnachweisverfahren für tragende Bauteile
DIN EN 1090-2: 2018-09	Ausführung von Stahltragwerken und Aluminiumtragwerken - Teil 2: Technische Regeln für die Ausführung von Stahltragwerken
CEN/TR 10347: 2006-04	Guidance for forming of structural steels in processing
DIN EN 10149-2: 2013-12	Warmgewalzte Flacherzeugnisse aus Stählen mit hoher Streckgrenze zum Kaltumformen - Teil 2: Technische Lieferbedingungen für thermomechanisch gewalzte Stähle
SEW 088: 2017-10	Schweißgeeignete un- und niedriglegierte Stähle - Empfehlungen für die Verarbeitung, besonders für das Schmelzschweißen
DIN EN ISO 148-1: 2017-05	Metallische Werkstoffe - Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy - Teil 1: Prüfverfahren
DIN EN ISO 6892-1: 2017-02	Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur
DIN 50125: 2016-12	Prüfung metallischer Werkstoffe – Zugproben
DIN EN ISO 643: 2013	Stahl - Mikrophotographische Bestimmung der erkennbaren Korngröße (ISO 643:2012)
DIN 8522: 2009-12	Fertigungsverfahren der Autogentechnik – Übersicht
DVS 2507: 07.1999	Richten und Schweißarbeiten an Stahl-Kraftradrahmen
DVS 1614: 05.1998	Richten im Schienenfahrzeugbau
DVS 2518: 09.2006	Schweißtechnische Kriterien beim Einsatz von Feinkornbaustählen im Nutzfahrzeugbau / -reparatur